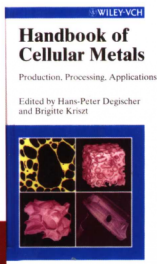


多孔泡沫金属

[奥] H.P. 蒂吉斯切 主编
B. 克雷兹特
左孝青 周 芸 译

Chemical Industry Press



化学工业出版社

工业装备与信息工程出版中心

《多孔泡沫金属》

人们近来对多孔金属材料，尤其对铝和铝合金泡沫的兴趣大为增强。工艺技术的发展预示着这种材料具有更佳的品质和更低的成本，这刺激了人们的兴趣。而且，这种新型材料应用的环境也发生了巨大的变化。汽车乘客安全、材料再生简单等方面更高的要求，使得金属泡沫引人注目，而就在几年前，由于技术或者经济的原因，这种新型材料还没有得到关注。

这本书面向泡沫金属研究、开发和应用的工程师和科学家，全面展示这种先进材料的特征和性质，同时介绍加工工艺、工业应用等方面的最新成果。

ISBN 7-5025-6032-7



9 787502 560324 >

ISBN 7-5025-6032-7/TB · 70 定价：48.00元

销售分类建议：化工 / 材料 / 金属材料

多孔泡沫金属

[奥] H.P.蒂吉斯切 主编
B. 克雷兹特
左孝青 周 芸 译



化学工业出版社

工业装备与信息工程出版中心

· 北 京 ·

(京)新登字 039 号

图书在版编目 (CIP) 数据

多孔泡沫金属/[奥]蒂吉斯切 (Degischer, H. P.), [奥]克雷兹特 (Kriszt, B.)
主编; 左孝青, 周芸译. —北京: 化学工业出版社, 2004. 8
书名原文: Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications
ISBN 7-5025-6032-7

I. 多… II. ①蒂…②克…③左…④周… III. 多孔性材料: 金属材料 IV. TG14

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2004) 第 083214 号

Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications/Edited by Hans-Peter Degischer and Brigitte Kriszt
ISBN 3-527-30339-1

Copyright©2002 by Wiley-VCH. All rights reserved.

Authorized translation from the English language edition published by Wiley-VCH Verlag GmbH, 69469 Weinheim.

本书中文简体字版由 Wiley-VCH 出版公司授权化学工业出版社独家出版发行。
未经许可, 不得以任何方式复制或抄袭本书的任何部分。

北京市版权局著作权合同登记号: 01-2004-1424

多孔泡沫金属

[奥] H. P. 蒂吉斯切 主编
B. 克雷兹特

左孝青 周芸 译

责任编辑: 段志兵 姚晓敏

责任校对: 顾淑云 战河红

封面设计: 于兵

*

化学工业出版社 出版发行
工业装备与信息工程出版中心
(北京市朝阳区惠新里 3 号 邮政编码 100029)

发行电话: (010) 64982530

<http://www.cip.com.cn>

*

新华书店北京发行所经销
大厂聚鑫印刷有限责任公司印刷
三河市延风装订厂装订

开本 720mm×1000mm 1/16 印张 19¼ 字数 351 千字

2005 年 1 月第 1 版 2005 年 1 月北京第 1 次印刷

ISBN 7-5025-6032-7/TB·70

定价: 48.00 元

版权所有 违者必究

该书如有缺页、倒页、脱页者, 本社发行部负责退换

英文版序

近年来,各国科学家开展了大量的研究工作,如美国多学科研究机构(MURI)1996年开始进行的超轻金属结构项目,第4届和第5届欧洲研究项目(EU Framework Program)中的泡沫金属研究项目,1998年德国国家研究基金资助的重点研究项目(focussed research program)等。这些研究活动与先前很多机构(如德国不莱梅的IFAM、剑桥大学、奥地利的Ranshofen和Vienna、位于Bratislava的斯洛伐克科学院以及欧洲其他一些学术机构)的研究活动,构成了当今泡沫金属研究的主体,一些研究机构举办了多次国际学术会议,发表了大量的论文。其中一次会议由德国材料协会(DGM)举办,于2000年2月28日至29日在维也纳科技大学举行,会议论文主要来自于德国^[1],作者们普遍要求有机会能将自己的最新研究成果出版发行。而阅读这些最新研究成果的读者,除应具有一般的科学技术知识外,还应对相关领域有深入的了解,如经典的多孔泡沫文献[2, 3],并对2000年以来有关泡沫金属的主要工艺过程、后处理、结构表征、性能、模拟和开发应用等有所了解。

维也纳“泡沫金属2000”国际会议的部分论文,加上其他泡沫金属最新研究成果,扩充后构成了本书的基本内容,扩充部分的内容都是在该领域专家的推荐、指导下完成的。泡沫金属在欧洲的研究活动非常活跃,因此对泡沫金属的研究报道也比其他多孔金属材料多。欧洲泡沫金属研究的目标是能将泡沫金属应用到对材料价格及质量要求都很苛刻的汽车行业。编著本书的目的在于为读者提供有关泡沫金属的最新研究发展动态。本书的特点是在泡沫金属的工艺过程、结构性能表征方面比已有的相关论著^[4]更为详尽。本书既可作为泡沫金属研究开发的起点,也可作为泡沫金属研究开发领域专家提供重要的参考资料。对工程师和潜在用户而言,考虑更多的是泡沫金属的应用和材料的特性,因此也需要对工艺及材料性能有一定的了解。书中对各种泡沫金属的特性进行了描述。随着研究开发的深入,希望本书重点描述的应用等内容能得到进一步扩充。

在此,作者感谢为本书提供资料文献的科学家和工程师们,这些文献使我们能从欧洲的角度出发,完成对泡沫金属材料最新研究开发动态的精确描述。

B. Kriszt

H. P. Degischer

译 序

本书围绕多孔泡沫金属的制备、后处理、结构表征、性能、模拟及应用,对相关最新研究和发展进行了论述,是迄今为止有关多孔泡沫金属研究、发展最全面、最详细的专著。本书全面论述了多孔泡沫金属的制备方法,讨论了多样化的后处理手段,从不同层次研究了泡沫金属的结构性能关系,提供了大量的基础数据,对泡沫金属的应用和市场前景进行了描述和评价,系统而详尽地反映了目前多孔泡沫金属的进展状况和水平,并为今后的发展提出了许多建设性建议。

目前中国国内对多孔泡沫金属的研究和开发,不论在质量还是数量上都与国外有较大差距。国内从事泡沫金属研究开发的单位和部门日益增多,从20世纪80年代初的几家,增加到目前的几十家,国内泡沫金属的产业化进程也已进入了起步实施阶段。我国工业化进程的加快,必将为泡沫金属的高水平系统化和泡沫金属的规模化工业生产提供更好的发展机会。据译者所知,到目前为止,国内还没有泡沫金属的专著。因此,本书的翻译出版,译者希望能在以下几方面有积极的作用及实质性的贡献:全面介绍泡沫金属的研发动态,提升我国泡沫金属的研究开发水平,促进相关产业的产业化进程,最终实现我国泡沫金属的工业化应用。

本书由昆明理工大学左孝青教授组织翻译并审校。第1章至第4章由周芸教授翻译,第5章至第8章由左孝青教授翻译。

本书的翻译出版,是在云南省自然科学基金重点项目(项目编号:2000E003Z)的资助下完成的;并得到了化学工业出版社工业装备与信息工程出版中心编辑的大力支持。昆明理工大学潘晓亮、高芝、张志伟、冉绍兵参与部分章节的前期翻译工作;昆明理工大学张曙红教授、史庆南教授、张希俊教授进行了校对工作;刘登文进行了稿件处理工作。译者在此表示衷心的感谢。

本书内容多、涉及面广,是许多泡沫金属从业人员的成果总结和智慧结晶。译者虽多年从事相关研究,但难免有错误和不妥之处,敬请广大读者指正。

左孝青 周芸
2004年6月10日
于昆明理工大学

前 言

对泡沫金属开发研究的兴趣始于二十世纪四十年代,最早的报道是 Sosnick 发明的利用金属中低熔点物质汽化而得泡沫金属^[1]的专利技术。在随后的 20 年里,出现了另外一些泡沫金属的应用和专利技术,如将金属喷射到填料的空隙中,填料通过化学反应或热分解而去除。然而,二十世纪九十年代以前,泡沫金属的制备和研究工作都处于较低迷的状态。现在,泡沫金属的研究开发工作已处于高水平状态,已有了各种各样的工业应用,最新的信息可从相关网站^[2]上获得,最近也有了相关综述文献^[3]报道。

现有工艺技术所获得的泡沫金属材料或是性能指标不够,或是价格太高,因此还有待进一步改善。本书对泡沫金属材料的工艺-结构-性能关系,以及各种应用场合所需的性能组合进行了重点描述。与泡沫塑料相比,泡沫金属的刚度、使用温度范围及抗有机溶剂溶解能力都大大提高;而与泡沫陶瓷相比,其韧性、热性能、电性能及成型性都处于优势地位。当然,所有多孔材料都具有轻质、高比刚度特性。比刚度性能主要与孔隙率有关,而其他性能则依赖于孔的结构(孔单元结构和孔壁厚度)。然而,必须对通孔和闭孔泡沫区别对待,原因是它们的制备方法不同,应用场合也不同。

闭孔泡沫金属(通常是闭孔铝泡沫)由于制备成本低,因此在结构应用上受到了广泛的关注,如承受较低压载荷下的能量吸收件等。理论上讲,与实体金属相比,泡沫金属由于孔壁约束的减少,在应力-应变曲线上有很长的塑性应变平台段,具有显著的能量吸收特性。然而,实际构件的表现让人有点失望,如在剪切带中的过早失效,以及在弯曲导致的拉应力下的低拉伸强度。令人鼓舞的是,已经证明如果能在 0.1mm 尺度上获得均匀细小的泡沫孔结构,问题就可得到解决。因此,相应制备技术的研究开发就显得非常必要和迫切。另外,泡沫中存在脆性组元,如大的陶瓷颗粒和氧化物薄膜,这些组元是在泡沫金属制备过程中,为增加金属熔体的黏度和抑制泡沫孔的粗化和消失作用而加入的^[4]。近年来的研究工作,使人们对这些脆性组元对泡沫金属力学性能的不利作用和作用机制有了清楚的认识^[5]。下一步的研究工作,除了要对它们的危害进行更深入的研究外,还应开发研究不使用或少使用这些脆性组元的制备方法。闭孔泡沫的应用还在进一步扩展,如热障材料,尽管陶瓷在热障性能上更有优势。

通孔泡沫金属潜在或已有的应用有:过滤器、催化载体、热交换器、液流衰减控制设备(包括各种冲击波衰减设备)、生物医学移植材料、内冷却形状记忆

器件、空气电池以及保护渗透膜、盖等。通孔泡沫的制备成本较高,但产品的附加值也高。功能应用型通孔泡沫的孔径大小是很重要的结构参数,如过滤器和流体控制器。热交换器等则要求更细小的孔结构,而对于生物骨移植材料,由于存在孔堵塞的危险,要求较大孔径的孔结构。如果综合考虑材料应有的最小强度和韧性要求,那么相对细小、均匀、无缺陷的孔结构应该都是比较理想的。制备通孔金属泡沫所采用的金属材料很多,需对各种材料体系的工艺优化等进行深入研究。

T. W. Clyne

参 考 文 献

- 1 B. Sosnick, US Patent 2434775, 1948
- 2 <http://www.metalfoam.net>
<http://www.npl.co.uk/npl/cmmmt/metalfoams/index.html>
<http://www.msm.cam.ac.uk/mmc>
- 3 J. Banhart, "Manufacture, Characterisation and Application of Cellular Metals and Metal Foams" *Progr. Mater. Sci.* 2001, 46, 559~632
- 4 V. Gergely, H. P. Degischer, T. W. Clyne, "Recycling of MMCs and Production of Metallic Foams" in *Comprehensive Composite Materials*, Vol. 3: Metal Matrix Composites, T. W. Clyne (ed.), Elsevier, Amsterdam 2000, p. 797~820
- 5 A. E. Markaki, T. W. Clyne, "The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminium-based foams" *Acta Mater.* 2001, 49, 1677~1686

目 录

第 1 章 奇妙的多孔泡沫金属世界	1
参考文献	4
第 2 章 材料的定义、工艺及回收	5
参考文献	7
2.1 铝的发泡工艺	7
2.1.1 气体注入法: Cymat/Alcan 和 Norsk Hydro 工艺	7
2.1.2 原位气体发生法: Shinko Wire 工艺和 FORMGRIP 工艺	9
2.1.2.1 Shinko Wire 工艺	9
2.1.2.2 FORMGRIP 工艺	10
参考文献	12
2.2 粉末致密化发泡技术的工业化	13
2.2.1 发泡原理	13
2.2.2 泡沫生产的实际过程	15
2.2.2.1 粉末的选择	15
2.2.2.2 混粉	15
2.2.2.3 致密化	16
2.2.2.4 发泡先驱体的进一步处理	16
2.2.2.5 发泡过程	16
2.2.3 工业化状况	17
参考文献	18
2.3 非铝多孔泡沫金属的制备	18
2.3.1 锌	18
2.3.2 铅	19
2.3.3 钛	19
2.3.4 铜	20
2.3.4.1 粉末致密化发泡技术	20
2.3.4.2 粉末-造孔剂混合物制备泡沫钢	23
参考文献	24
2.4 多孔泡沫金属的回收	24
2.4.1 多孔泡沫金属的重熔	24

2.4.2 多孔金属基复合材料的回收	25
2.4.3 结论	27
参考文献	27
2.5 发泡物理学: 结构形成和稳定性	28
2.5.1 熔体中的单独气泡	29
2.5.2 气泡聚结: 发泡	30
参考文献	36
2.6 渗流和复模工艺制备金属海绵	38
2.6.1 复模	38
2.6.2 复模工艺: 基本原理	39
2.6.2.1 预制块的准备	39
2.6.2.2 渗流	41
2.6.2.3 预制块去除	42
2.6.3 金属海绵的物理性能和力学性能	43
2.6.3.1 连续耐火预制块	44
2.6.3.2 非连续耐火预制块	44
2.6.3.3 可燃烧预制块	45
2.6.3.4 可浸出预制块	45
2.6.4 结论	46
参考文献	47
2.7 固态法和沉积法	48
2.7.1 单孔成型: 无芯法	49
2.7.1.1 雾化粉末空心球结构	49
2.7.1.2 同轴喷射浆料制备空心球结构	50
2.7.2 单孔成型: 失芯法	50
2.7.2.1 置换烧结法制取空心球结构	50
2.7.2.2 电涂覆聚苯乙烯泡沫球制备空心球结构	51
2.7.2.3 流化床涂覆聚苯乙烯泡沫制备空心球结构	51
2.7.3 实体成型: 无芯法	53
2.7.3.1 金属粉末及纤维的烧结	53
2.7.3.2 特殊烧结法	54
2.7.3.3 固态发泡法	55
2.7.3.4 粉浆发泡法	57
2.7.4 实体成型: 失芯法	57
2.7.4.1 粉末冶金填料法	57
2.7.4.2 沉积法	57

参考文献	58
第3章 多孔泡沫金属的后处理	60
参考文献	63
3.1 成型、机加工和涂覆	63
3.1.1 高温成型	63
3.1.1.1 发泡成型过程中的特殊问题	63
3.1.1.2 制备铝泡沫芯 3D 复合材料的工艺	64
3.1.1.3 材料在固相线温度下的行为	65
3.1.1.4 高温下多孔泡沫金属的成型	65
3.1.2 机加工	66
3.1.3 涂覆	66
3.1.3.1 热喷涂涂层的力学性能	67
3.1.3.2 泡沫涂覆的困难	67
3.1.3.3 泡沫金属热喷涂复合材料	68
参考文献	69
3.2 泡沫铝结构的连接技术	69
3.2.1 简介	69
3.2.2 实用连接技术	70
3.2.2.1 机械连接元件	70
3.2.2.2 黏结剂连接	70
3.2.2.3 焊接	70
3.2.2.4 软钎焊和硬钎焊	71
3.2.3 泡沫-泡沫连接	72
3.2.4 泡沫-板连接	73
3.2.4.1 显微结构研究	73
3.2.4.2 泡沫-板材连接的力学性能	76
3.2.5 构件的适应性	82
3.2.5.1 管材	82
3.2.5.2 异型材	82
3.2.6 小结	84
参考文献	85
3.3 铸造嵌入	85
3.3.1 铸造嵌入泡沫芯	86
3.3.1.1 泡沫芯生产	86
3.3.1.2 泡沫芯连接	86

3.3.1.3	力学性能	87
3.3.1.4	泡沫芯表面涂覆	88
3.3.2	壳体铸造工艺	89
3.3.2.1	高压铸造工艺	89
3.3.2.2	壳体与泡沫芯间的连接	93
	参考文献	93
3.4	夹层板	94
3.4.1	泡沫夹层板制备工艺	94
3.4.2	工业应用	96
3.4.2.1	技术优势	97
3.4.2.2	技术局限性	98
3.4.3	AFS 的连接技术	98
3.4.3.1	激光焊接	99
3.4.3.2	TIG/MIG 焊接	99
3.4.3.3	螺栓/销焊接	100
3.4.3.4	冲铆连接	101
3.4.3.5	螺钉/螺母连接	102
3.4.3.6	流体钻孔连接	102
3.4.3.7	铆接	102
3.4.3.8	粘接	102
3.4.4	AFS 的切削	102
3.4.4.1	激光切削	103
3.4.4.2	水射流切削	103
	参考文献	103
第4章	多孔金属的特征	105
	参考文献	107
4.1	多孔泡沫金属的结构特征	107
4.1.1	多孔金属结构特征的定义及对性能的影响	107
4.1.1.1	孔的密度和体积百分数	108
4.1.1.2	孔的形状和尺寸	110
4.1.2	实际泡沫金属几何结构的表征方法	112
4.1.2.1	样品的制备	112
4.1.2.2	孔尺寸	113
4.1.2.3	孔形状	115
4.1.2.4	孔的取向	116

4.1.2.5	孔壁和孔棱的厚度	116
4.1.2.6	拓扑学特征	116
4.1.3	多孔材料的显微组织表征	117
4.1.4	结论	118
	参考文献	119
4.2	计算机 X 射线层析照相术 (XCT)	120
4.2.1	技术原理	120
4.2.1.1	X 射线照相术	120
4.2.1.2	X 射线层析照相术	121
4.2.2	设备配置	121
4.2.2.1	中等分辨率微观层析照相术	122
4.2.2.2	高分辨率微观层析照相术	122
4.2.2.3	研究金属泡沫所需的分辨率	122
4.2.2.4	图像重构方法	123
4.2.3	实验结果	123
4.2.3.1	初始孔结构	123
4.2.3.2	压缩过程中孔结构的变化	124
4.2.4	泡沫材料的有限元微观模拟	125
4.2.4.1	真实微观结构的直接网格法	125
4.2.4.2	结果	125
4.2.5	结论	127
	参考文献	128
4.3	质量特性判定	129
4.3.1	简介	129
4.3.2	多孔泡沫金属的不均匀性	129
4.3.3	宏观参数	131
4.3.3.1	多孔金属的类型	131
4.3.3.2	表面和尺寸	131
4.3.3.3	表观密度	132
4.3.3.4	性能	133
4.3.4	微观结构特征	133
4.3.4.1	金属的显微组织	133
4.3.4.2	几何特征	134
4.3.4.3	微观缺陷	135
4.3.5	介观结构特征	136
4.3.5.1	多孔结构的介观几何特征	136

4.3.5.2 介观密度分布	137
4.3.6 质量特征	137
4.3.7 多孔结构的连续介观近似	138
4.3.7.1 密度图计算	138
4.3.7.2 密度不均匀性的表示	141
4.3.7.3 材料模拟的介观基础	143
4.3.8 质量判定标准	143
参考文献	145
第5章 材料的性能	147
参考文献	150
5.1 力学性能及其测定	150
5.1.1 杨氏模量	150
5.1.1.1 泡沫结构的影响	151
5.1.1.2 泡沫密度的影响	151
5.1.1.3 变形的影响	152
5.1.2 压缩性能	153
5.1.3 能量吸收和抗冲击性	155
5.1.3.1 能量吸收性能	155
5.1.3.2 抗冲击性能	156
5.1.4 拉伸性能	157
5.1.4.1 拉伸性能	157
5.1.4.2 缺口效应	159
5.1.4.3 泡沫材料拉伸测试过程中的特殊问题	159
5.1.5 扭转性能	160
5.1.6 断裂性能	160
5.1.6.1 裂纹的形成及扩展	161
5.1.6.2 断裂韧性	162
5.1.6.3 因泡沫特性而导致的测试问题	164
参考文献	164
5.2 泡沫铝的疲劳性能和疲劳极限	165
5.2.1 疲劳数据的文献综述	165
5.2.2 高周疲劳性能和疲劳极限	169
5.2.2.1 材料和过程	169
5.2.2.2 实验结果	169
5.2.3 裂纹形成机理	171

5.2.4 结论	173
参考文献	175
5.3 多孔金属的电、热和声学性能	175
5.3.1 电性能	175
5.3.2 热性能	179
5.3.3 声学性能	183
5.3.3.1 隔声材料	183
5.3.3.2 吸声材料	185
5.3.3.3 结构阻尼	191
参考文献	195
第6章 模型和模拟	197
6.1 多孔金属的模型分析	198
6.1.1 动机	199
6.1.2 多孔材料的微观力学模型: 基础理论	199
6.1.2.1 分析模型和数值模型	200
6.1.2.2 微观几何结构分类	201
6.1.2.3 微观力学信息	202
6.1.3 微观力学模拟结果	203
6.1.3.1 孔壁材料分布的影响	203
6.1.3.2 孔壁弯曲和褶皱的影响	206
6.1.3.3 不规则结点位置的影响	207
6.1.3.4 不同孔径结构的微观几何形态	208
6.1.3.5 空洞及固体填充孔的影响	210
6.1.3.6 孔壁破裂或残缺的影响	211
6.1.3.7 屈服和坍塌面	211
6.1.3.8 泡沫金属的断裂模拟	214
6.1.4 介观密度不均匀性的模拟	217
6.1.5 宏观模拟	219
6.1.5.1 薄泡沫金属垫的低能冲击	220
6.1.5.2 泡沫填充件的变形分析	222
6.1.6 多孔泡沫金属的优化设计	222
6.1.7 展望	224
参考文献	225
6.2 真实多孔结构的介观模拟	227
6.2.1 简介	227

6.2.2	三维介观模型	229
6.2.2.1	弹性范围	230
6.2.2.2	塑性范围	230
6.2.3	单向压缩模拟	233
6.2.3.1	变形带	233
6.2.3.2	力学性能	235
6.2.4	讨论	235
6.2.5	结论	239
	参考文献	239
第7章	使用性能和应用	241
7.1	泡沫金属和泡沫塑料的结构应用范围	241
7.1.1	简介	241
7.1.2	潜在的应用范围	241
7.1.3	材料性能	241
7.1.4	主要构件配置	242
7.1.5	应用和连接技术	243
7.1.5.1	铸造	244
7.1.5.2	热连接工艺	244
7.1.5.3	机械连接工艺	246
7.1.5.4	三维夹层件	246
7.1.5.5	聚合物基多孔材料	246
7.1.6	有效性	246
7.1.6.1	弯曲和扭转应力	246
7.1.6.2	冲击应力	248
7.1.6.3	轴向载荷	248
7.1.6.4	声学	249
7.1.7	展望	249
	参考文献	251
7.2	功能应用	251
7.2.1	一般性考虑	251
7.2.2	生物医学移植材料	252
7.2.3	过滤和分离	253
7.2.4	热交换器和冷却器	253
7.2.5	催化剂载体	255
7.2.6	液体的存储和传输	255

7.2.7	液流控制	255
7.2.8	消声器	255
7.2.9	喷雾器	256
7.2.10	电池电极	256
7.2.11	电化学应用	256
7.2.12	阻火器	256
7.2.13	水净化	256
7.2.14	声音控制	257
	参考文献	257
7.3	机械工程应用	257
7.3.1	参数	258
7.3.1.1	热性能	258
7.3.1.2	可分离连接的连接强度	258
7.3.2	应用实例	259
7.3.2.1	泡沫填充钢管	259
7.3.2.2	机用台架	263
7.3.2.3	横向滑板	264
7.3.3	结论	264
	参考文献	265
7.4	粉末致密化发泡原型技术	265
7.4.1	简介	266
7.4.2	方法、设备、模具	266
7.4.2.1	发泡先驱体制备	267
7.4.2.2	发泡工艺	268
7.4.2.3	发泡炉	268
7.4.2.4	发泡模具	269
7.4.3	原型技术及其应用	270
7.4.3.1	汽车工业中的应用	270
7.4.3.2	建筑业应用	271
7.4.3.3	其他技术领域的应用	272
7.4.3.4	不适合的应用	274
	参考文献	274
7.5	用材料投资法 (IMM) 评估泡沫铝	275
7.5.1	材料投资法 (IMM) 简介	275
7.5.2	泡沫铝潜在应用市场的初步分析	275
7.5.3	材料评估	276

7.5.3.1 技术性能	276
7.5.3.2 生产成本	276
7.5.3.3 能量吸收应用的最小体积和成本	277
7.5.4 市场预测	277
7.5.4.1 泡沫铝的市场规模	277
7.5.4.2 泡沫铝的市场周期	278
7.5.5 价值获得	279
7.5.5.1 工业结构	279
7.5.5.2 利润	280
7.5.6 结论: 泡沫铝的材料投资方法评估	280
参考文献	281
第 8 章 优势、不足和机遇	282
8.1 工艺	282
8.2 性能	283
8.3 设计和应用	285

第1章 奇妙的多孔泡沫金属世界

F. Simancik

自然界的承载结构，常采用多孔结构材料如树木、骨骼、珊瑚等，这其中自然有很多奥妙。

M. F. Ashby

众所周知，多孔结构常用于隔声、绝缘、包装和过滤等方面，但很少有人相信它们也是非常有用的结构材料。大量的科学研究都试图将承载构件中的孔洞数减到最少，工程师们也在努力消除铸件、粉末冶金件、焊接件或涂层中的气孔，并认为无孔洞的构件才是最理想的。基于这种观点，人们普遍认为承载构件中不能有气孔，更不用说有大的孔洞了。但是，由多孔结构材料构成的大量自然多孔物质却在自然界中存在于数千年，这个事实告诉我们多孔结构是如何在较轻重量下最有效地发挥其力学性能和结构功能的。

人类总想从大自然中学到点什么，弄清自然物体结构的优点同样可帮助我们生产制备多孔材料。如果构件需承受载荷，那么构件材料的选择就必须慎重。聚合物刚度不够，而陶瓷又太脆，金属就成了最好的选择。金属泡沫的一些工程性能优于聚合物，如刚度远高于聚合物、高温时能保持稳定、具有优良的耐火性能、在受热时不产生毒气等。更重要的是，金属材料可以回收，不存在污染和废弃物问题，这是不容忽视的事实，也是应该加倍重视的事实，因为以往新产品生产制备所用的高强度、高刚度材料的生产和处理时往往会给可持续发展带来消极的环境影响。

和实体结构材料相比，由于气孔的存在，多孔金属具有了一系列特殊的性能：良好的可压缩性、压缩平台应力及在变形过程中泊松比的改变等。优良的综合力学性能（主要是强度和刚度）以及重量轻是其最基本的优点。此外，多孔金属可以吸收与冲击方向无关的较高冲击能量，还可有效地应用于声音吸收、电磁屏蔽和振动阻尼等方面。

泡沫材料的多数力学性能，虽可通过其他材料获得（有时甚至还更好），但泡沫材料能将多种性能（甚至是明显矛盾的性能）结合在一起，这是传统材料所不能达到的，例如可以综合低密度、高刚度、冲击吸能性、低热导率、低磁导率和良好阻尼性等。因此，在需要综合利用这些性能的领域，多孔泡沫金属有着广

阔的应用前景。

以上这些性能主要取决于泡沫材料的孔隙率，因此可以通过改变泡沫密度来设计所需的综合性能，这正是这种独特材料的魅力所在。

多孔泡沫材料的性能与结构有关，这种关系目前还未完全弄清，是目前研究的热点。现已建立了各种表征孔结构和性能关系的基本关系。这些关系最初是以聚合物为基础建立起来的，通常与泡沫的相对密度有关，其基本假设是多孔泡沫结构是均匀的，至少在宏观上看来是这样的。但是，金属泡沫和聚合物泡沫有很大的区别：聚合物泡沫的孔结构分布均匀、规则，而金属泡沫的孔尺寸和孔结构可能在很大的范围内是无序分布的。此外，在金属的多孔结构中还存在很多缺陷，如孔壁裂纹或微孔、皱褶等。与聚合物泡沫相比，由于金属泡沫的制备温度很高，因此这些缺陷是无法避免的。如果不考虑这些缺陷的影响，那么泡沫性能就只能用表观密度来表征，有较大的分散性，这就是目前人们普遍认为金属泡沫的生产和性能的再现性仍然存在问题的原因所在。

金属泡沫的结构通常是不均匀的，特别是复杂的三维（3D）构件更是如此。值得注意的是，孔结构的均匀性并不是获得可接受和可再现性能所必需的。例如，非均匀或者梯度孔结构可使材料按承载条件来分布载荷（模拟骨骼结构）而无需增加构件的质量或体积。因此，多孔金属制备的关键不是能否生产出均匀的孔结构，而是在可控的非均匀结构中获得可再现的性能。

如果说非均匀结构是可优化设计的，那么就有必要搞清楚“什么是多孔材料”。实际上材料和结构是很难区分的。如果说多孔泡沫金属是一种材料，那么如何定义与材料几何结构相关的性能特征（强度或弹性模量）就成为了问题；如果说结构是由某种金属构成的，则又几乎不可能确定它的随机几何结构特征。

多孔泡沫金属可通过许多方法来制备。虽然都可叫做“金属泡沫”，但由于制备技术不同，它们属于不同的材料。生产工艺影响了材料在孔壁上的分布，以至于不同方法制备的材料之间没有可比性。

金属泡沫可通过液态或半液态金属中气泡的形核和随后的长大而获得。一般金属泡沫的孔结构是非均匀的（孔尺寸不同，有时还具有择优取向性）。泡沫孔最初是封闭的，但由于凝固过程中金属的收缩和孔内气压的降低，结构在冷却过程中出现各种缺陷，如凝固导致的孔壁不同程度的弯曲或皱褶，以及少量的裂纹等，这就是该类多孔泡沫固体的主要特征。

其他多孔泡沫金属可使用预制块，通过铸造或沉积等方法制备。预制块必须从最终制品中去除，以得到多孔结构。这些多孔结构的孔尺寸是可调整的（通过预制块的调整实现），并且是一种相互连通的开孔结构。

泡沫金属的制备工艺不仅决定了泡沫材料的性能，也决定了它的潜在用途。因此，通过粉末致密化发泡技术（PCF）制得的泡沫材料（通常表面是致密的）

可以有效地用作净终型构件、铸件和复杂空心管的刚性核芯等。用熔体发泡法制备的各种泡沫材料可用作吸能器、夹层板芯、防火板等。用渗流铸造法制备的开孔结构适用于热交换器、吸声器及电池极板等。特定工艺获得的多孔结构,其性能是用其他方法所不能得到的。也就是说,不同方法制备的多孔泡沫金属之间没有可比性。

1943年, B. Sosnick 首次进行了金属发泡的尝试^[1]。为在金属中获得孔洞,他在熔融铝中加入了汞。1956年, J. C. Ellioty^[2]用可热分解气体的发泡剂代替了汞,所以现代科学家和工程师在开发金属泡沫时就不必考虑汞的毒性了。

到了1959年, B. C. Allen^[3]发明了 PCF (powder compact foaming) 金属泡沫制备技术,目前该技术已是制备泡沫金属的基本工艺技术之一。

金属泡沫的首次成功获得及其所具有的优良性能激起了人们对泡沫金属研究的热情。1957年, J. Bjorksten^[4]宣布:“泡沫金属有巨大的市场潜力,在未来20年内可占金属市场份额的10%。”但他又说:“要实现大规模生产还有很多工作要做,比如如何解决密度与尺寸的控制问题。”遗憾的是,他所说的话只有第二句得到了验证。

尽管金属泡沫制备工艺的第一项专利已经出现了很多年,但这种材料尚未实现大规模的商业化生产。这个令人沮丧的事实可以归咎于以下原因:缺乏足够的构件设计、性能再现性较差、缺乏测试和计算方法、缺乏后处理的基本原理方法、生产技术太复杂以及成本相对较高等。

虽然有一些失望和疑惑,但人们对多孔泡沫金属的兴趣却与日俱增。1980年末,德国不莱梅 Fraunhofer 先进材料研究所的研究活动标志着一个新时代的开始,至少在欧洲是这样的。当时, J. Baumecster 在德国电视台的“Knoff-Hoff Show”节目中展示了可漂浮的铝,吸引了许多科学工作者的注意。通过加入增黏介质提高了熔体的稳定性并显著改善了泡沫结构的质量^[5,6]。新泡沫化技术的发展使制备工艺更合理,制造成本更低。金属泡沫对运输工业具有很强的吸引力,特别适用于轻型结构件和冲击能量吸收件。

最早的工业生产商 (Shinko-Wire, Cymat, Alulight, Schunk, Karman, Neuman-Alufoam) 已建立起了许多“金属泡沫”生产线,并不断有新的公司加入到他们的行列中。

目前,金属泡沫的表征仍然不够完善,对工艺过程的了解也不全面,这就导致了泡沫的可控性不高、性能变化范围较大的局面,但同时也促成了许多研究机构之间的合作,如美国的多学科研究机构 (MURI)^[7]的超轻结构研究项目以及德国的国家研究基金^[8]的重点研究项目 (DFG) 等。对金属泡沫的深入理解和认知,必将有利于过程的控制和性能的改善。材料生产者已制定了积极的发展计划,相信新一代金属泡沫会有更美好的前景。

虽然有如此多的不足之处，但金属泡沫在许多应用研究实例中仍然表现出了良好的性能。虽然多孔结构还存在明显缺陷，但由于多孔金属是以非传统方式使用的，只要按已知的泡沫材料结构性能关系进行恰当的设计和使用，这些结构缺陷是可以接受的。努力寻找解决问题的途径（非试错方法），必将促进多孔泡沫金属产品的产业化进程。科学家、工程师、生产商和使用者的紧密合作也是成功的关键所在。Dr. Bjorksten^[4]曾经说过：“现在是工业需要决定一切的时代”，这句话必将在多孔泡沫金属的未来命运上得到体现。

参 考 文 献

- 1 B. Sosnick, US Patent 2434775, 1948
- 2 J. C. Elliot, US Patent 2751289, 1956
- 3 B. C. Allen, US Patent 3087807, 1963
- 4 Modern Metals, 1957, October
- 5 S. Akiyama et al., European Patent 0210803, 1986
- 6 J. Iljoon et al., US Patent 5115697, 1992
- 7 Ultralight Metal Structure Project, MURI Grant No. N00014-1-96-1028, Washington, 1996
- 8 Zellulare metallische Werkstoffe, DFG-Priority Program 1075, Bonn, 1999

第2章 材料的定义、工艺及回收

H. P. Degischer

目前,各实验室和工业发展部门已制备出了各种各样的泡沫金属。已有的工业产品主要有 Duocel、Incofoam 及 Alporas 泡沫,其他一些产品也即将进入市场。制品的种类和形态取决于制备工艺、结构以及金属基体本身。泡沫多孔结构与工艺技术密切相关,这些工艺技术在表 2-1 中进行了分类。每个生产公司或实验室的工艺过程都有各自的特点。没有一种生产工艺是通用的,每种技术仅适合于一种或几种金属。相对密度小于 0.3 的泡沫材料称为高孔隙材料^[1],相对密度较高的称为低孔隙材料(如粉末压坯),大多数多孔材料可用表 2-1 所示的工艺技术进行生产。目前已广泛开发应用的泡沫金属多为铝及铝合金泡沫。

文献 [1~3] 对有关工艺过程进行了描述,在有关多孔泡沫金属的会议论文集 [4~10] 中也有具体介绍。随后的章节将对重要的工艺技术进行详细叙述。

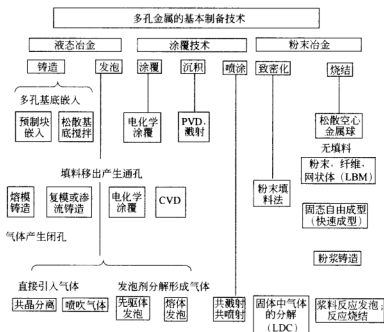
泡沫金属是由基体金属和体积占 70% 以上的气孔组成的非均匀材料,可根据以下方法(见表 2-1)进行分类。

- ① 产生气孔时金属的状态:液态,溶液或乳溶态,固态。
- ② 所采用的工艺:铸造,发泡,沉积,烧结(包括先驱体浆料)。
- ③ 孔的形成方式:空心基体,可移除的预制块或气体(要么直接导入,要么通过发泡剂分解)。

通孔结构可通过复模铸造(Duocel^[6])、沉积(Incofoam^[6])或固体构架[例如,3D 网格材料(LBM)^[6,6]、快速成型技术^[11]]等方法获得。通孔结构又称为金属海绵。闭孔结构可由中空填料(“合成泡沫”)法或通过液态发泡法制备。

严格地说,“金属泡沫”一词只能用于液相的描述,但现在也常用于描述固态制品。将金属粉末与发泡剂混合物挤压或热压为发泡先驱体,然后在固相线以上温度下发泡,这种方法叫做“粉末致密化发泡法”(Alulight^[3~10], IFAM-Foaming^[3,5~10], Alufoam^[5,7])。Formgrip 泡沫材料^[3,7]可通过(搅拌铸造的)金属基复合材料发泡先驱体的重熔发泡而得到。低密度芯多孔材料(LDC^[3,6])可通过固态下发泡剂的分解产生的高压气体而制备。在坩锅中(Alporas^[1~7])或压铸机的入口(Buehler^[10])将发泡剂加入熔体后发泡也可制备闭孔金属泡沫。

表 2-1 按金属状态、多孔结构的形成、孔形成因素进行的多孔金属制备工艺分类



在熔体中加入陶瓷颗粒提高气泡的稳定性可获得颗粒增强金属基泡沫 (Cymat^[1~7], COMBAL^[10])。气体-金属共晶反应凝固是制备 Gasar 泡沫的基本原理^[1,2,6]。基于预制浆料化学反应和反应烧结铝化物的反应发泡技术在文献 [10] 中有所论述。泡沫金属凝固后在孔壁上会产生裂纹,使其不再是完全的密闭孔结构。

多孔金属具有各种各样的结构特性,术语“结构”用于描述不同观察水平下的多孔材料(结构学):固体单元的几何结构(构造)及其 3D 排布、试样的结构变化(均匀性)、固体本身的显微结构和表面状况。孔由孔壁所分隔,在闭孔情况下,孔与孔之间由边界(孔棱及孔结点)相互连接^[12],孔壁中包含有发泡剂残余物和其他微观不均匀夹杂物。为了建立工艺参数,结构和性能间的关系,并提供可靠的质量规范,大多数孔结构特性(见第 4 章)及孔结构的分布仍然有待进一步研究。多孔泡沫金属本质上是不均匀的,实际试样的孔结构和质量分布的不均匀性是客观存在的。

多孔泡沫金属的表示方法为:生产者/工艺过程-合金成分-表观密度(g/cm³),并可加上表征轻金属热处理条件的符号,如 Alulight-AlSiMgCu-0.45-T1。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge 1997
- 2 M. F. Ashby, A. G. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal Foams: a Design Guide, Butterworth Heinemann, Woburn 2000
- 3 J. Banhart, N. A. Fleck, M. F. Ashby (eds), Metal Foams Special Issue, Adv. Eng. Mater. 2000, 2 (4)
- 4 J. Banhart (ed.), Proc. Metallschäume, MIT, Bremen 1997
- 5 J. Banhart, H. Eifert (eds), Proc. Metal Foam USA Symposium, MIT, Bremen 1998
- 6 D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Proc. Porous and Cellular Materials for Structural Applications, MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998
- 7 J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), Proc. Metal Foams and Porous Metal Structures, MIT, Bremen 1999
- 8 T. W. Clyne, F. Simancik (eds) Proc. Metal Matrix Composites and Metallic Foams, Euromat 1999, Vol. 5, Wiley-VCH, Weinheim 2000
- 9 H. P. Degischer (ed) Proc. Metallschäume, Special Issue, Mater. Wissenschaft Werkstofftechn. 2000, 31 (6)
- 10 J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), Proc. Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2001), MIT, Bremen 2001
- 11 A. Bührig-Polaczek, in Proc. Materialsweek 2000, Symposium H3, <http://www.materialsweek.org/proceedings>
- 12 D. Weaire, S. Hutzler, The Physics of Foams, Clarendon Press, Oxford 1999

2.1 铝的发泡工艺

C. KÖrner 和 R. F. Singer

采用熔体法制备闭孔泡沫金属非常具有吸引力,因为这种方法成本低、易于大规模生产、回炉废料也可作为泡沫的原料。为使熔体发泡,必须导入气体,这可通过气体直接注入或发泡剂分解产生气体来实现。为获得均匀的泡沫金属,必须满足一定的先决条件。如果发泡是由均匀分散的发泡剂在熔体中原位分解产生气体而实现的,则要求发泡时间与发泡剂分解反应时间相匹配。此外,应阻止发泡过程中的气体逸出。可采用的一种重要措施是增加熔体的黏度。有以下两种途径可实现增黏:在半液态下发泡;在熔体中加入陶瓷颗粒^[1]或氧化物颗粒^[2]。添加颗粒具有双重的作用,既增加熔体的黏度又稳定孔壁。

不论发泡工艺如何,孔隙率(或相对密度)与平均孔径是密切相关的。通常,对某种合金或复合材料泡沫而言,平均孔径取决于孔隙率。

2.1.1 气体注入法: Cymat/Alcan 和 Norsk Hydro 工艺

Cymat/Alcan 和 Norsk Hydro 熔体发泡工艺采用连续气体注入方法,由

Alcan^[1]和Norsk Hydro^[3]在20世纪80年代末到90年代各自同时开发成功。Alcan工艺过程见图2.1-1。由Cymat Aluminum公司开发的发泡工艺技术已获专利授权。

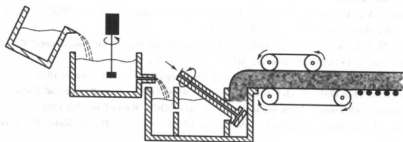


图 2.1-1 Cymat 熔体发泡工艺原理图

工艺设备由熔化和保温炉、发泡箱和发泡设备、双带轮铸造机组成^[1]

Norway 和 Hydro Aluminum 发泡工艺相似。该工艺通常以金属基复合材料为原料 [如锻铝或铸铝合金以及 10%~30% (vol) 的 SiC 或 Al_2O_3 颗粒]，用传统铸造设备熔化原材料并将熔体倒入装有漏斗的容器，通过小喷嘴将气体注入搅拌器，形成分散的小气泡。气泡大小可通过调整气体流速、搅拌器设计（喷嘴数量和尺寸）和搅拌速度来控制。气泡上浮到表面并聚集。被气泡包围的陶瓷颗粒由于合适的界面能，能起到稳定气孔壁和推迟气泡合并的作用；同时还有增加熔体黏度、减慢气泡上升速率的作用。也就是说，陶瓷颗粒减小了气泡上升的动力和气泡合并破裂的危险性。液态金属泡沫通过传送带进行运送，并同时冷却凝固可获得闭孔泡沫。泡沫的相对密度主要受工艺参数的影响，如搅拌速度、气体流量、熔体中的颗粒数量以及凝固条件等。

该发泡工艺可以制备相对密度 2%~20% ($0.05 \sim 0.55 \text{ g/cm}^3$) 的泡沫板，其

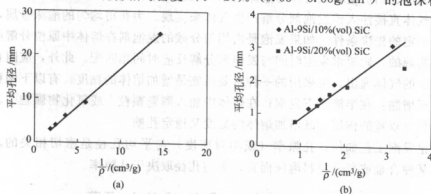


图 2.1-2 平均孔径与密度 (ρ) 倒数的关系

(a) Cymat 泡沫^[1]；(b) FORMGRIP 泡沫^[7]

平均孔径和密度成反比 [如图 2.1-2 (a) 所示], 在 2.5~30mm 的范围内变化^[1]。

Cymat 生产设备可以 900kg/h 的平均速度连续制备宽 1.5m、厚 25~150mm 的泡沫板, 充分表明了此工艺的简单性和经济性。将来要做的具有挑战性的工作有: 解决孔尺寸的变化、密度梯度以及由传送带的机械作用而引起的孔结构不均匀等问题 (图 2.1-3), 特别是解决早期样品由于受传送带的压力作用使孔压扁, 导致泡沫沿板厚度方向的强度和刚度降低问题。该工艺需要对复合原料进行较长时间的搅拌以确保陶瓷颗粒在熔体中的均匀分布。

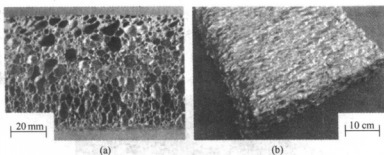


图 2.1-3 气体注入法制备的 Cymat 泡沫光学照片
(a) 孔结构 (密度约 $0.3\text{g}/\text{cm}^3$); (b) 泡沫表层 (密度约 $0.05\text{g}/\text{cm}^3$)

理论上讲, 这种技术也可用于非长方形二维和三维铸件的生产。

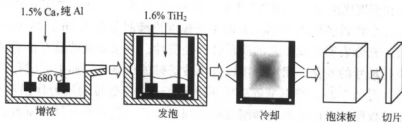
2.1.2 原位气体发生法: Shinko Wire 工艺和 FORMGRIP 工艺

气体注入法制备的泡沫, 其结构中存在有少量的大气泡, 存在孔尺寸较大和孔形状不规则的不足。下面将对另外两种工艺加以描述, 在这两种方法中, 气泡是由固体介质热分解产生的, 大量的气泡核在熔体中生成。

2.1.2.1 Shinko Wire 工艺

Alporas 泡沫制备工艺是批处理铸造工艺, 日本 Shinko Wire 有限公司享有该技术的专利权 (见图 2.1-4)^[2]。

该方法可生产大尺寸泡沫铝。为调整铝熔体的黏度, 在 680°C 的熔体中加入 1.5% 的 Ca, 并在大气中搅拌 6min。高亲氧元素 (Ca) 的加入和随后的搅拌加速了金属熔体的表面氧化, 氧化物 (如 CaO 、 Al_2O_3 、 CaAl_2O_4) 的形成使熔体黏度增加。为达到最佳发泡率, 熔体必须具有适当的黏度和搅拌抗力^[4]。将增黏铝倒入铸型中, 加入 1.6% 的 TiH_2 发泡剂, 进行强力搅拌, TiH_2 分解形成的 H_2 使熔体膨胀并填满铸型, 然后通过风扇冷却使发泡材料在铸型中凝固。Alporas 泡沫块的大小为: 宽 450mm、长 2 050mm、高 650mm, 可切成各种规格的泡沫板。

图 2.1-4 Alporas 泡沫制备工艺^[3]

Alporas 泡沫是一种超轻闭孔结构材料 (见图 2.1-5), 制品的密度为 $0.18 \sim 0.24 \text{ g/cm}^3$, 孔径约为 4.5 mm 。Alporas 泡沫具有规则的孔结构, 是最有商业价值的铝泡沫。该工艺避免了 Cymat/Norsk Hydro 工艺的熔体中气泡的迁移和变形问题。Alporas 泡沫的结构与气泡长大、气泡壁破裂、气泡合并等因素有关。

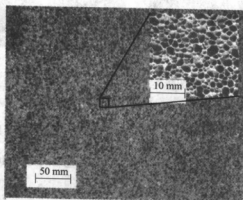


图 2.1-5 典型的 Alporas 泡沫结构, 孔形状由于孔的长大而偏离等轴状, 但整体均匀性优于其他商业铝泡沫

2.1.2.2 FORMGRIP 工艺

FORMGRIP (Forming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors) 工艺结合了熔体发泡和粉体发泡工艺的优点^[5~7]: 将含有发泡剂的发泡先驱体放入模具中进行烘焙, 通过发泡剂的原位分解产生气体。这和粉体致密化发泡工艺非常相似, 但其发泡先驱体是经熔体路径制备的^[7]。FORMGRIP 工艺过程如图 2.1-6 所示。

先驱体的制备, 是在 Al-9Si/SiC (颗粒尺寸 $12.8 \mu\text{m}$) 复合熔体中通过传统的机械搅拌 (1200 r/min , $50 \sim 70 \text{ s}$) 将 AlSi12 粉末和经预处理的发泡剂 TiH_2 粉末混合物均匀分散而获得。操作的关键是要保证先驱体制备过程中仅有少量的发泡剂分解, 可采用的措施有: 在熔体温度较低 ($T = 620^\circ\text{C}$) 时加入氢化物; 加

入 SiC 颗粒以提高熔体黏度；使用经预氧化处理的发泡剂（延迟发泡^[8]）。发泡剂的预热处理为两步热氧化过程（400℃保温 24h+500℃保温 1h），这个过程可使 TiH_2 的氢浓度有轻微的降低，在 TiH_2 表面形成氧化物以减缓气体分解的动力。加入的氢化物含量约占熔体质量的 1.5%。

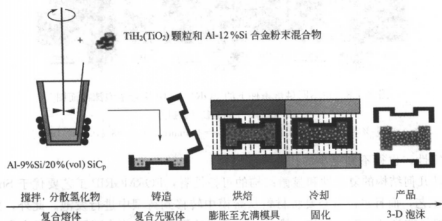


图 2.1-6 制备近终型金属泡沫部件的 FORMGRIP 工艺

混合熔体浇铸到铸型中，冷却可抑制气泡的生长。SiC_p 颗粒对泡沫的稳定起到了重要的作用，图 2.1-7 是 SiC 颗粒的分布情况。由此获得的发泡先驱体的孔隙率已达 14%~24%。

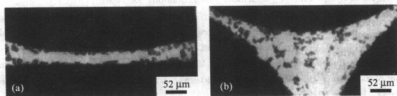


图 2.1-7 Al-9Si FORMGRIP 泡沫中 SiC 颗粒分布的金相图

(a) 孔壁；(b) 结点。大量的颗粒分布在气体/熔体界面^[5]

FORMGRIP 工艺的第二步是将发泡先驱体加热至固相线温度以上。结果， TiH_2 分解产生的氢扩散到已存在的气泡核心并使其进一步膨胀。泡沫典型的孔结构如图 2.1-8 所示。

FORMGRIP 泡沫相对密度和平均孔径间的关系与 Cymat 泡沫的一致。图 2.1-2 (b) 表明了其平均孔径与密度的倒数关系（见 4.1 节）。平均孔径和密度成反比，说明泡沫膨胀受孔合并的控制，且平均孔壁厚度保持不变。对于两种 SiC 颗粒含量的泡沫，其孔径与密度的关系相同，但颗粒尺寸的影响尚未有研究。Kaptay 的理论^[9]和 Weigand 的实验^[10]表明，颗粒尺寸的减小不会提高气泡

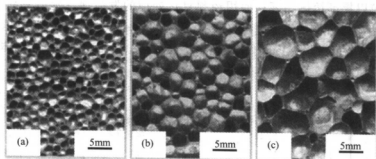


图 2.1-8 在不同烘焙条件下的 FORMGRIP 铝合金泡沫截面图

孔隙率 ρ 、平均孔径 d 分别为：

(a) $\rho=69\%$, $d=1.1\text{mm}$; (b) $\rho=79\%$, $d=1.9\text{mm}$; (c) $\rho=88\%$, $d=3.1\text{mm}$ ^[7]

的稳定性，也得不到更小的孔壁厚度。

从几何结构的复杂性和显微结构的可控性看，FORMGRIP 工艺要优于 Shinko Wire 工艺，而且也没有必要将材料从熔模中转移到铸型中进行发泡。此外，先驱体在焙烧前是可加工成型的。然而，FORMGRIP 工艺的成本要明显高于本章所讨论的其他工艺方法，这是由其不连续的工艺特点和工艺步骤所导致的。

参 考 文 献

- 1 J. T. Wood, "Production and Application of Continuously Cast, Foamed Aluminum" in Proc. Fraunhofer USA Metal Foam Symposium, 7~8 October 1997, Stanton, Delaware
- 2 T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara, "Aluminum Foam, Alporas: The Production Process, Properties and Applications" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 125
- 3 P. Asholt, "Aluminium Foam Produced by the Melt Foaming Route Process, Properties and Applications" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 133~140
- 4 L. Ma, Z. Song, "Cellular structure control of aluminium foams during foaming process of aluminium melt" Scripta Mater. 1998, 39 (11), 1523~1528
- 5 V. Gergely, T. W. Clyne, "The FORMGRIP process: foaming of reinforced metals by gas release in precursors" Adv. Eng. Mater. 2000, 2 (4), 175~178
- 6 V. Gergely, T. W. Clyne, "A Novel Melt-Based Route to Aluminium Foam Production" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 83~89
- 7 V. Gergely, "Melt Route Processing for Production of Metallic Foams", Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge 2000
- 8 A. San-Martin, F. D. Manchester, "The H-Ti (hydrogen-titanium) system" Bull. Alloy Phase Diagrams 1987, 8 (1), p. 30~43
- 9 G. Kaptay, "Interfacial Criteria for Ceramic Particle Stabilised Metallic Foams" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 141~146

- 10 P. Weigand, "Untersuchung der Einflußfaktoren auf die pulvermetallurgische Herstellung von Aluminiumschäumen", Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, RWTH, Aachen, MIT Verlag, Bremen 1999

2.2 粉末致密化发泡技术的工业化

J. Banhart 和 F. Baumgärtner

制备多孔泡沫材料的方法有很多^[1], 其中一种适用的工艺在最近几年逐渐受到工业界的关注并正在实现工业化生产。这种方法有时被称为“粉末冶金法”, 但术语“粉末致密化发泡技术”似乎更确切。

2.2.1 发泡原理

这种技术使用含适量发泡剂的铝合金或混合铝粉, 将混合粉体压实到一定密度, 就得到了“发泡先驱体材料”。粉末混合物可经热压、挤压或粉末轧制而致密化。传统的挤压或轧制也是简易可行的粉末冷致密化技术 (见图 2.2-1)。在固相线温度以上加热先驱体使发泡剂分解形成气泡, 经过冷却即可获得低密度的闭孔泡沫材料^[2,3]。

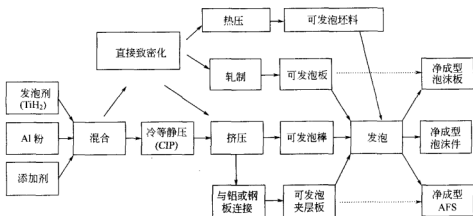


图 2.2-1 粉末致密化发泡技术制备泡沫示意图

这种方法并不局限于铝及铝合金, 锡、锌、铅、金及其他一些金属和合金也可通过合适的发泡剂和工艺参数进行发泡处理 (见 2.1.2 节)。尽管最常见的泡沫合金是铝 $2\times\times\times$ 、 $6\times\times\times$ 、 $7\times\times\times$ 纯铝或锻铝合金 (如 AA 2014、6060、6061、6082、7075 等), 但铸造铝合金如 AlSi7Mg (A356) 和 AlSi12 由于低的熔点和良好的发泡性能而成为了常用的发泡材料。理论上任何铝合金都可通过调整工艺参数而进行发泡处理。



图 2.2-2 铝泡沫部件
(Schunk Sintermetalltechnik, Giessen)

形状复杂的金属泡沫零件可在模具中发泡而制得（使发泡过程在一定的空间限制下进行）。在电力机车导电框架的可行性研究中，就采用了新型的泡沫结构件（见图 2.2-2）。用泡沫铝取代传统的铸铝零件，可使重量减小 30%。

这种技术的一大优点是由铝泡沫和实体金属组成的复合构件不需要粘接。例如泡沫铝填充构件，泡沫铝芯与钢、铝、钛板冶金结合的夹层板。为制备这种复合构件，首先要通过挤压或者包覆使发泡先驱体与固体构件或板材连接，然后通过热处理

使泡沫芯膨胀^[4,5]（见 3.3 节）。

粉末致密化发泡法的优点是显而易见的（见表 2.2-1），除了已经提到的特性外，由粉末制备的发泡先驱体所具有的适应性也很重要。合金可通过混合价廉的元素粉末而得到。熔体发泡工艺需要加入高达 15% 的碳化硅^[1,6]，与熔体发泡工艺相比，粉末致密化发泡法不需加入陶瓷添加物作稳定介质。但如果要满足特殊的需求，也可以在粉末中加入陶瓷粉末、金属纤维或陶瓷纤维以提高强度或耐磨性。当然，这种工艺也有不足之处：金属粉末比块状金属昂贵而且需要致密化，这与降低原材料成本的思路是相矛盾的；此外，可制备的铝泡沫构件尺寸受发泡炉尺寸的限制，与具有竞争力的熔体发泡法相比，可制备的铝泡沫构件的尺寸也较小。用粉末致密化发泡法制备的最大夹心构件尺寸约为 $2\text{m} \times 1\text{m} \times 1\text{cm}$ （但将来可能会更大），在 Ranshofen 的 LKR 也可制备尺寸相当的不带面板的铝泡沫（见图 2.2-3）。用此方法生产的实际三维构件的厚度通常都小于 30cm，限

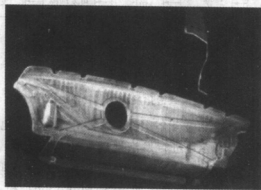


图 2.2-3 泡沫铝汽车后盖
(LKR Ranshofen und Daimler Chrysler AG, 见 7.4 节)

制了其使用价值。Fraunhofer IFAM 生产的泡沫铝柱高 1m, 直径 18cm, 重 13kg。与之相比, 熔体法可制备 15m 长^[7], 100cm 厚^[8]的板材。但是, 粉末致密化发泡的工艺方法可用于近终型产品的生产, 可生产几何形状复杂的产品, 不同的制备方法, 其产品的适用范围不同。长度较大的泡沫制品的连续化生产技术仍在研究之中^[9]。

表 2.2-1 列举了目前用粉末致密化发泡法制备泡沫铝所面临的一些问题, 从理论上讲, 经过进一步的研究, 它们都是可以解决的。

表 2.2-1 粉末致密化发泡法的优点、缺点及目前存在但理论上可以解决的问题

优点	存在的问题	缺点
可实现净成型	均匀的孔结构仍有待提高	粉末成本高
可制备复合材料	工艺的可控性有待改善	难以制备很大体积的构件
构件被金属表层包覆	可渗透性(孔洞)	涂覆工艺要求表面封孔
可得到梯度孔隙	控制困难	
合金选择灵活		
不必加入稳定颗粒		
可加入陶瓷和纤维		

2.2.2 泡沫生产的实际过程

2.2.2.1 粉末的选择

合适的原料粉末的选择, 如成分、颗粒尺寸及尺寸分布、合金元素以及其他性能等, 对发泡过程很重要。商用雾化铝粉一般都能满足泡沫生产的质量要求。然而, 不同制造商生产的粉末在发泡性能上有显著的不同, 需要一定的经验和标准以帮助选择粉末。粉末的成本和制造商对产品质量的长期保证也很关键。

正如已指出的那样, 可用不同的方法准备合金粉。以常用的 AlSi7 为例, 可通过雾化 AlSi7 熔体获得, 也可用纯铝粉末和 7%(wt) 的 Si 粉末混合而得, 还可用 58% 的标准 AlSi12 粉和 42% 的纯铝粉混合而得。

2.2.2.2 混粉

混合过程要求合金元素和发泡剂均匀分散, 以保证获得孔结构均匀的高质量泡沫材料。Schunk-Honsel 的大规模工业滚筒混料机(配备有参数测试装置), 每批混料可达 500kg。另外, 粉末混合还可通过空气动力实现。例如, 奥地利的 Alulight International GmbH 在脉冲为 50~80 的压缩氮气容器中对铝和 TiH₂ 进行了混合。

2.2.2.3 致密化

许多技术都可将粉末致密化,但都必须保证发泡剂完全嵌入金属基体中,并保证没有残余的孔隙存在。获得接近100%理论密度的发泡先驱体的一种方法是冷等静压(CIP)和挤压的结合。首先用CIP法将粉末混合物压制成相对密度为70%~80%、质量为50kg的坯料,随后对CIP坯料进行挤压。尽管冷等静压方法并非必需的(可将粉末装进薄壁铝筒中挤压,不需要进行预压制),但它有一些另外的优点,如可防止粉末污染和粉末混合不均。CIP坯料由于含有大的残余孔隙是不能用于发泡的,因为残余孔隙在加热时会导致氢的大量逸失。为了获得可发泡材料,CIP坯料须预热到350℃并挤压成杆状或其他形状,这可用卧式挤压机完成(如25MN的Schunk-Honsel挤压机)。每道挤压后插入新的CIP坯料,挤压机循环工作,这种方法得到的产量相当高。

发泡材料也可用Mepura(Ranshofen)^[10]发明的CONFORM工艺进行旋转连续挤压制备:用旋转轮将粉末带进压制腔,然后沿径向拉出致密化的线材。用这种方法已制备出直径约8mm的可发泡线材(含TiH₂的可锻铝合金线材)。

2.2.2.4 发泡先驱体的进一步处理

先驱体挤压致密化后就可进行发泡了,发泡前还可加工成所需的不同形状。经过轧制,可得到厚约2mm的发泡板。轧制前,还可将普通金属板(如钢板或铝板等)包覆在发泡先驱体表面上,发泡后可得到真正的金属夹层板。最后,金属覆层板或发泡板可通过深冲加工,获得能满足某些特殊用途的3D板材。在所有情况下,为减少发泡时泡沫的流动,发泡先驱体的形状最好与近终成型件的形状相似^[11]。

2.2.2.5 发泡过程

为了得到泡沫结构,要对发泡先驱体在基体材料的固相线温度以上进行发泡处理。只有在固相线温度以上,发泡剂分解放出的气体才会在液态中形成气泡并使基体膨胀到最大体积(最小密度)。泡沫长大过程中的密度和密度分布可通过一些参数来加以控制。发泡先驱体中发泡剂的含量固然重要,但加热温度和加热速率也会有影响^[12]。另外,模具材料、模具形状和加热炉类型会对加热速率有所影响,应加以考虑。发泡过程中严格控制加热条件对获得高质量泡沫是很重要的。金属熔体中的泡沫是热力学不稳定的,而且发泡条件在不断地变化。发泡时,首先是模具的直接加热,发泡材料通过热传导从模具间接获得热量,发泡初始阶段发泡材料和模壁之间仅有一些点接触。随着温度的升高,发泡先驱体软化,模具与发泡先驱体之间的热量转换加剧。此外,随着温度升高,由辐射引起

的热量转换也变得重要了,模具和发泡先驱体表面的热反射在发泡过程中会不断地变化。最后,在发泡过程开始后,发泡先驱体的热传导快速减少,热量流动减少。一旦材料发泡填满了模具,就必须冷却到固相线温度以下以稳定泡沫结构。冷却过程中的现象也很复杂,就像前面提到的加热过程一样,较难描述清楚。

铝泡沫典型的密度范围为 $0.4 \sim 0.8 \text{ g/cm}^3$ (包括泡沫体密闭表层在内的密度)。如果模具的体积和放入的发泡先驱体的质量已知,就可预测泡沫部件的最终密度。发泡模具内可放几小块或一块单独的发泡先驱体。如果放入的是几块发泡先驱体(LKR和SAS经常采用此方法^[13]),则必须考虑每块发泡先驱体表面致密的 Al_2O_3 层,发泡过程中 Al_2O_3 层破裂,发泡结束后形成了由 Al_2O_3 层分隔的不完整泡沫结构件[图2.2-4(b)],在发泡过程中发泡块的相互运动可破坏氧化层。图2.2-4是用几块发泡先驱体进行发泡制备泡沫材料的成功和失败的例子。由图(a)可见,初始发泡先驱体的位置可通过不同的衬度对比来辨别:黑色的是挤压先驱体表面的氧化层,明亮的是新的(膨胀的)界面。为制备满足设计要求的泡沫板材和泡沫构件,目前正在对界面的影响进行研究。

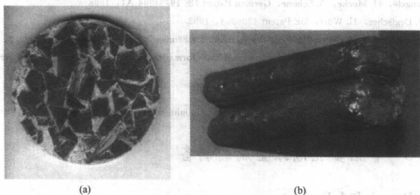


图2.2-4 由几块发泡先驱体发泡制得的铝泡沫构件(a);

由两块发泡先驱体制得的铝泡沫构件,两块之间没有实现良好的结合(b)

2.2.3 工业化状况

现有发泡工艺技术仍处于工业化实施阶段,然而,许多公司已经为未来的生产制定了计划,并正在建造生产设备^[14]。Schunk Sintermetalltechnik(GieBen)和Honsel GmbH-Co KG(Meschede)的合作就是一个例子,他们与Karmanna合作,致力于开发复杂三维几何形状的泡沫和泡沫夹芯板。Alulight International GmbH则是另外一个例子,它是德国的SHW和奥地利Eckart的联合企业,该公司可提供尺寸 $625\text{mm} \times 625\text{mm}$,厚 $8 \sim 25\text{mm}$ 的板材。另一奥地利公司Neuman Alufoam也在生产发泡先驱体(挤压制品)和泡沫零件。

参 考 文 献

- 1 J. Banhart, "Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams" Prog. Mater. Sci. 2001, 46, 559~632
- 2 J. Baumeister, German Patent DE 4018360, 1990
- 3 J. Banhart, "Foam metal; the recipe" Europhysics News 1999, 30, 17
- 4 J. Baumeister, J. Banhart, M. Weber, German Patent DE 4426627, 1994
- 5 H. W. Seeliger, "Application Strategies for Aluminium-Foam-Sandwich Parts (AFS)" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 23
- 6 P. Asholt, "Aluminium Foam Produced by the Melt Foaming Route-Process, Properties and Applications" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 133
- 7 Cymat Corp. (Canada), Product information sheets, <http://www.cymat.com> 1999
- 8 T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara, "Aluminum Foam, Alporas: The Production Process, Properties and Applications" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 125
- 9 G. Stengele, H. Mücke, A. Schöne, German Patent DE 19734394 A1, 1998
- 10 H. P. Degischer, H. Wörz, DE Patent 4206303, 1992
- 11 F. Baumgärtner, H. Gers, "Bauteile aus Aluminiumschäumen" Ingenieur Werkstoffe. 1998. 3, 42
- 12 I. Duarte, J. Banhart, "A study of aluminium foam formation-kinetics and microstructure" Acta. Mater. 2000, 48, 2349
- 13 R. Kretz, F. Simancik, private communication
- 14 <http://www.schunk-group.com>, <http://www.alulight.com>, <http://www.neuman.at>

2.3 非铝多孔泡沫金属的制备

G. Rausch 和 J. Banhart

前面泡沫铝进行了专门的讲述。为满足更多的用途需要,人们还可采用其他金属或合金来制备泡沫金属。目前,已经有了一些采用粉末致密化发泡工艺制备其他非铝金属泡沫的尝试。由于这种工艺最初是用于铝的,因此对于其他金属需要对发泡剂、工艺参数进行相应的调整。粉末致密化发泡工艺对低熔点金属较为适合,但对高熔点合金就不适用了,特别是对金属钛不能得到理想的结果,但用另外一种新型粉末冶金技术可获得较好的效果。本节将在更普遍的范围讨论多孔泡沫金属。

2.3.1 锌

泡沫锌可用粉末致密化发泡技术获得。适用于铝的发泡剂(TiH_2)也可在此过程中使用,尽管 ZrH_2 看起来效果要稍好一些。粉末混合工艺与铝的情况非

常相似，所不同的是压制和泡沫化温度稍低（因为 Zn 的熔点仅为 419°C ）。泡沫锌由于金属的熔化温度与发泡剂 TiH_2 的分解温度匹配性较好，故具有较为均匀的孔结构。在此情况下，金属的熔化和气孔的形成是同时发生的，一开始就可有完整的气泡产生。和铝相比，没有固体膨胀开裂现象发生。图 2.3-1 (a) 为锌泡沫的结构示意图。

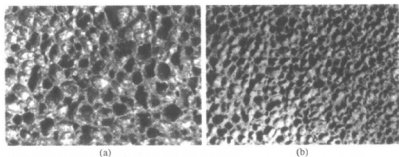


图 2.3-1 Zn 和 Pb 泡沫（样品宽度为 5cm）

2.3.2 铅

Pb-Sn 和 Pb-Sb 等铅及铅合金泡沫可用另一种工艺获得。由于纯铅的熔点（ 327°C ）低，合金的固相线温度更低，因此不能用 TiH_2 和 ZrH_2 做发泡剂。用二价的碳酸铅做发泡剂可得到相当好的泡沫铅，发泡剂在约 275°C 以上分解，释放出 CO_2 和水蒸气作为发泡气体。图 2.3-1 (b) 是泡沫铅的图例。

2.3.3 钛

由于钛的高熔点（ 1670°C ）和低密度（ $4.51\text{g}/\text{cm}^3$ ），钛及其合金成为优良的高温轻质结构材料，可广泛用于航天领域。多孔钛结构在减轻重量方面仍有潜力可挖，如果形成开孔结构，还可用作功能材料。

理论上钛基的多孔泡沫材料有很多可能的生产方法（见 2.4 节），其中大多数是以粉末为原料的，具体有：

- ① 浆料渗透塑料泡沫的固化；
- ② 粉末浆料的发泡和烧结；
- ③ 粉末混合物的反应烧结；
- ④ 含发泡剂的粉末压块的发泡（粉末致密化发泡工艺）；
- ⑤ 含惰性气体的钛的热等静压和缓慢膨胀；
- ⑥ 空心球烧结；
- ⑦ 压实的或疏松粉末填充混合物的烧结。

以上的一些方法（方法①～③）尚未有深入的研究，然而对发泡剂制备泡沫

钛(方法④)的可行性已经进行了研究^[1]。由于钛的发泡温度较高,此时钛与其他任何非惰性气体均有很高的反应活性,也没有合适的发泡模具可用,因此发泡剂发泡方法并不适合制备钛泡沫件。含气体的钛粉的热等静压工艺已经成功应用于制备飞机构件^[2]。另外,通过湿化学法在聚苯乙烯泡沫球表面涂覆金属粉可获得金属空心球(方法⑥)^[3],通过空心球的成型和烧结也可获得低孔隙率的材料。

制备开孔多孔钛的一种最有前景的方法是钛粉和可去除的造孔剂组成的混合物压制块或挤压块的烧结。材料通过传统的 PM 技术混合并成型,在 1100~1400℃ 烧结去除混合粉体中的造孔剂。Bram 和他的合作者们用尿素和碳酸氢铵作造孔剂^[4],在 200℃ 以下进行热处理可将其去除。根据造孔剂粉末的尺寸和形状,可以得到尺寸为 0.1~2.5mm 的球形气孔,孔隙率可达 70%~80%。另外还发现可用 TiH_2 部分替代 Ti,以改善烧结活性,增加材料的抗压强度。

在 Fraunhofer IFAM,用聚合物颗粒为造孔剂,挤压后约在 130℃ 时用化学方法除去这些颗粒,最后在 1100~1250℃ 的真空中烧结。依据造孔剂颗粒尺寸的不同,多孔钛的平均孔隙直径为 200~300 μm ,部分实例见图 2.3-2,图 2.3-3 是以球形颗粒造孔剂制备的试样的典型照片。除了宏观的孔结构外,烧结试样中还出现了一些明显的微孔(二次孔)。微孔对试样的强度有很大影响,通过改变烧结工艺参数或用 TiH_2 部分代替 Ti 粉末可降低微孔率^[4]。像所有的多孔材料一样,多孔钛的力学性能随密度变化而变化,图 2.3-4 表明了其抗弯强度、拉伸强度、杨氏模量与密度的关系。

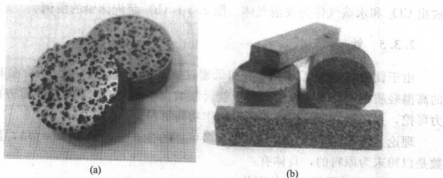


图 2.3-2 由造孔剂填充技术制备的开孔钛
(a) 孔径 1~4mm; (b) 孔径约 500 μm , 孔隙率 55%~80%

2.3.4 钢

2.3.4.1 粉末致密化发泡技术

用粉末先驱体制备泡沫铝所积累的经验,促使研究者将该技术用于铁基合金

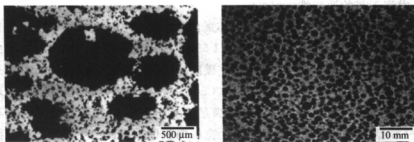
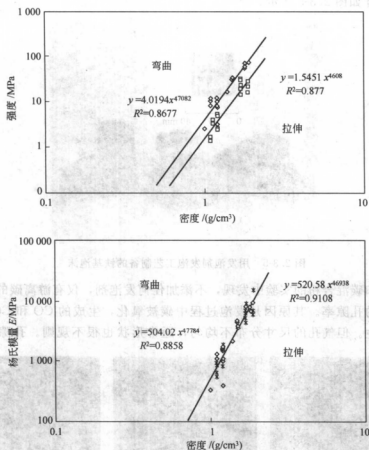


图 2.3-3 孔隙率 67% 的开孔泡沫钛的孔结构

图 2.3-4 弯曲和拉伸实验获得的强度和杨氏模量与密度的关系^[5]

和钢等高熔点材料泡沫的制备。采用该技术制备高熔点泡沫材料的主要要求如下：

- ① 选择合适的发泡剂；
- ② 开发具有良好发泡性能的合金；
- ③ 致密化方法的选择和评价；

④ 发泡工艺的适应性。

对发泡剂的基本要求是：释放气体的温度在 $1\,000\sim 1\,200^{\circ}\text{C}$ 以上（取决于合金成分）；气体释放温度范围宽（高达 $1\,550^{\circ}\text{C}$ ，接近纯铁的熔点）；释放的气体足够多。研究发现金属氮化物和某些碳酸盐具有重要的气体释放特性，适合作发泡剂，如氮化锰、氮化铬、氮化钼、 CaCO_3 、 SrCO_3 和 BaCO_3 等^[5,6]。理论研究表明^[5,7]，Fe-C 系和 Fe-B 系^[7] 都可满足铁基金属泡沫的基本要求：具有与发泡剂的分解温度相匹配的熔点，相图上宽的两相区及由此产生的宽的发泡温度范围。正如铝基发泡先驱体的制备一样，挤压可成功地用于铁粉混合物的致密化，获得的试样如图 2.3-5 所示。

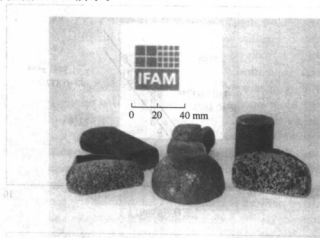


图 2.3-5 用发泡剂发泡工艺制备的铁基泡沫

在铁和碳混合粉的实验中发现，不添加任何发泡剂，仅有游离碳的条件下可获得一定的孔隙率。其原因是发泡过程中碳被氧化，生成的 CO 和 CO_2 导致了气孔的产生。但气孔的尺寸分布不均匀，通常形状也很不规则。孔隙主要由大

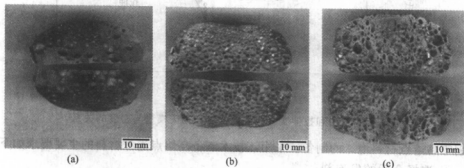


图 2.3-6 挤压粉末混合物制备的铁基金属 (Fe+2.5% C) 泡沫

(a) 0.0% SrCO_3 ; (b) 0.25% SrCO_3 ; (c) 0.50% SrCO_3

的、孤立的气孔组成(见图 2.3-6)。加入 0.25% 的 SrCO_3 可使孔隙率提高到 55.5% (图 2.3-7), 这种泡沫的气孔结构似乎更为均匀, 平均孔尺寸也明显减小。增加 SrCO_3 的含量, 孔隙率可进一步得到提高 (64.3%)。由此可得出结论: SrCO_3 对孔隙率和最大膨胀量有重要影响。研究表明发泡剂技术是适用于钢制品的。但是, 不锈钢或超耐热合金的发泡尚未获得成功, 用发泡剂技术制备泡沫钢的技术水平仍远落后于泡沫铝。

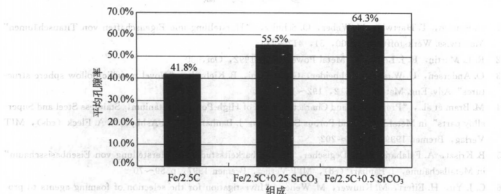


图 2.3-7 平均孔隙率与发泡剂 (SrCO_3) 含量的关系

2.3.4.2 粉末-造孔剂混合物制备泡沫钢

泡沫金属基本上都是闭孔的。某些特定的应用(如过滤器、薄膜、生物医学应用)需要开孔结构, 这类材料的制备就要用到造孔剂技术了(参见 2.3 节)。用于钢的造孔工艺与钛的造孔工艺极为相似。这种工艺以金属粉末和造孔剂粉末的混合物为原料, 通常用传统的粉末压制技术将其轴向压实。如果需要, 还可加

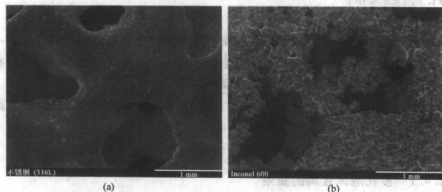


图 2.3-8 烧结样品的 SEM 照片

(a) 不锈钢 316L, 1100°C, 1h, 颗粒尺寸小于 16 μm ;

(b) Inconel 600, 1250°C, 1h, 颗粒尺寸为 100~200 μm [4]

入黏性介质以得到高强度的压坯,压制后还可进行适当的干燥,然后从试样中去除造孔剂/黏性介质(用化学法或热分解法),最后,在 H_2 气氛中烧结。可用尿素或塑料颗粒^[8]作为造孔剂。图 2.3-8 是 Forschungszentrum Jülich GmbH 制备的多孔 316L 和 Inconel 600 材料的例子,这两种材料的孔隙率约为 70%,平均孔径为 1.0~1.4mm。

参 考 文 献

- 1 G. Rausch, T. Hartwig, M. Weber, O. Schultz, "Herstellung und Eigenschaften von Titanschäumen" Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 412~414
- 2 R. L. Martin, R. J. Lederich, Metal Powder Rep. 1992, Oct, 30
- 3 O. Andersen, U. Waag, L. Schneider, G. Stephani, B. Kieback, "Novel metallic hollow sphere structures" Adv. Eng. Mater. 2000, 2, 192~195
- 4 M. Bram et al., "Preparation and Characterization of High-Porosity Titanium, Stainless Steel and Superalloy parts" in Metal Foams and Porous Structures, J. Banhart, M. E. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 197~202
- 5 B. Kriszt, A. Falahati, H. P. Degischer, "Machbarkeitsstudie zur Herstellung von Eisenbasisschaum" in Metallschäume, J. Banhart (ed), MIT Verlag, Bremen 1997, p. 59~70
- 6 C. J. Yu, H. Eifert, M. Knüwer, M. Weber, "Investigation for the selection of foaming agents to produce steel foams" Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 1998, 521, 145~150
- 7 M. Knüwer, Herstellung von Eisenschaum nach dem pulvermetallurgischen Treibmittelverfahren, Dissertation, Universität Bremen, Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart 1999
- 8 G. Rausch, M. Weber, M. Knüwer, "Neue Entwicklungen zur Herstellung von Stahlschäumen" Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 424~427

2.4 多孔泡沫金属的回收

H. P. Degischer

多孔泡沫金属在一些应用领域可与聚合物媲美,但金属的可回收性是其一大优点,它能满足可持续发展的周期循环生态要求^[1]。与块状金属产品相比,在重熔多孔金属泡沫时有两个棘手的问题需要解决:

① 高比表面积(其面积与体积的比大约为 100/每长度单位)增加了表面吸收和表面反应的程度;

② 高孔隙率、低的平均密度,使多孔泡沫金属漂浮在熔体表层。

2.4.1 多孔泡沫金属的重熔

在空气中加热泡沫铝不仅促进了开孔结构中氧化膜的生长,也促进了液态或半固态中闭孔结构中氧化膜的生长,使闭孔泡沫结构在凝固或冷却后具有一定的渗透性。在较短时间内(约 1h)将泡沫铝加热到其熔点温度时,氧化膜的厚度

可达约 $10\mu\text{m}$, 原先形成的裂纹被加热过程生成的氧化物迅速覆盖。进一步延长加热时间后, 氧化物的生长速度减慢下来, 此时, 氧化膜厚度约为 $100\mu\text{m}$ ^[2], 已达到了与孔壁厚度相当的水平。氧化物在约 $2\,000^\circ\text{C}$ 仍然可稳定存在, 因此多孔铝就慢慢转变为多孔氧化铝。如果在重力或外力作用下不被破坏, 多孔氧化铝就能保持其宏观的形状。

将泡沫件浸入到熔体中是很困难的, 因为它含有大量需要被熔体取代的气体, 因此总是漂浮在熔体上。所以, 多孔泡沫结构必须在熔化前进行类似包装铝箔的处理或破碎处理并充分压实^[1,3]。多孔泡沫金属可以切得很碎并当作普通的碎废料处理。然而, 较高的表面氧化物含量降低了金属的回收利用率。现仅有的经验来自于实验室对小批量粉末致密化发泡泡沫铝废料的处理^[4], 其回收率可达 80%。氧化物和其他杂质须用常规的除渣工艺去除, 以满足后续生产过程对熔体质量的要求^[3]。泡沫金属生产对纯度的要求可能不高, 如粉末致密化发泡先驱体中的杂质, 若能作为气泡成核的核心, 就可能是有利的。低质量废料用于生产泡沫金属可提高其价值^[5]。发泡剂中遗留的 Ti[通常小于 0.5%(wt)], 在二元铝熔体的包晶反应温度下的可溶解量小于 0.12%(wt)^[1], 不会降低合金的质量, 且在凝固过程中有细化晶粒的作用。Alporas 泡沫铝中含 Ca 约 2%(wt), 但通常铸铝合金中的 Ca 含量是必须控制在 0.1%(wt) 以下的。Ca 可被部分氧化并转变为浮渣, Ca 含量不能超过重熔合金中规定的水平。一般重熔铸铝合金的杂质水平并没有特别严格的要求^[1,3], 所以普通泡沫铝废料都可进行重熔回收。

2.4.2 多孔金属基复合材料的回收

由熔体发泡制备的颗粒增强多孔泡沫铝, 如 Cymat 工艺^[6](最初由 Alcan^[7]和 Hydro^[8]研究开发)、FORMGRIP 工艺^[9]和发泡成型 COMBAL 工艺^[10], 可统称为 MMC 泡沫(金属基复合材料泡沫)。由于在制备复合材料时, 为了克服增强颗粒与基体的非润湿性付出了较高的成本, 因此, MMC 材料的回收具有较高的经济价值, 但应保证回收的 MMC 中的增强颗粒含量能保持在一定水平上。MMC 的回收利用省去了将两种组元混合在一起的工艺过程。本来, 这种材料可能是颗粒增强铝合金工艺的废品, 但却可作为颗粒增强铝合金泡沫的原料^[11]。这种 MMC 材料的优点是它能满足金属泡沫生产的规范要求(不像生产 MMC 块状部件那么严格), 因此含有较多的氧化物和其他杂质是允许的, 甚至它们的存在还有利于泡沫铝的发泡过程。图 2.4-1 展示了颗粒增强金属复合材料和由 MMC 制备多孔泡沫金属的材料回收利用流程图, 并显示出两种循环间的相互关系:

① 经精炼或未精炼处理的重熔 MMC, 均可作为熔体发泡工艺和 FORM-GRIP 工艺的原料;

② 任何二次回收合金, 包括从 MMC 熔体中回收的产品, 都可用于制备多

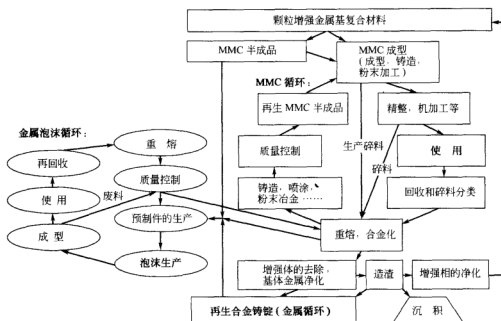


图 2.4-1 MMC 颗粒增强金属基复合材料和 MMC 金属泡沫的循环利用，表明了重熔 MMC 在粉末致密化或熔体发泡技术制备金属泡沫中的再利用

孔材料：

③ 如果满足熔体质量要求，制备 MMC 泡沫所产生的废品可循环再利用。

除了预处理（压实和干燥）以减少气体释放外，回收 MMC 泡沫与回收 MMC 实体遵循同样的原则^[11]。在重熔 MMC 时，要解决的两个主要问题有：

- ① 熔体中增强相与熔体的反应活性随温度升高而增大；
- ② 增强体的非润湿性制约了传统的熔体精炼法的采用。

6××× 锻铝合金与氧化铝增强体间的反应受 Mg 含量的控制，Mg 在熔体中形成了 MgAl_2O_4 （尖晶石）。最初熔体中的 MgAl_2O_4 含量为 2%（vol），经过几次重熔循环后，稳定在略大于 3%（vol）的水平上。这对力学性能没有明显的影响^[12]，但可能会增大润湿倾向，最终降低熔体可发泡性。在界面处如没有大量的碳化铝形成，碳化硅增强的锻造合金就不能重熔。碳化铝是有害的，因为它明显降低了构件的抗腐蚀性。另外，它增加了熔体的黏度，但更重要的是提高了润湿性，从而影响了熔体的可发泡性。添加介质的非润湿性是捕捉气泡的必要条件。在含硅量为 7%~12%（wt）的碳化硅增强铸铝合金中，正如常规铸造所采用的技术一样，将熔体温度控制在 750℃ 以下，就可能保留有完整的碳化硅颗粒^[13]。

对碳化硅颗粒增强 Al-Si 铸造合金的回收在文献 [14] 中有详细的介绍，熔体的质量标准和对重熔和回收，以及处理工艺的描述如下：

- ① 熔体温度为 $700\sim 750^{\circ}\text{C}$ 时, 加入经干燥和预热处理的碎料;
- ② 在间歇期, 通常会形成更多的废渣, 其中主要为氧化物和碳化硅颗粒, 但熔体中的碳化硅含量并无明显减少;
- ③ 除去浮渣;
- ④ 将搅拌叶轮插入熔体, 通过快速搅拌使熔体产生强烈的运动;
- ⑤ 造渣和脱气, 用氩气 (用 SF_6 也可以) 除去氧化物, 减少氢含量;
- ⑥ 将熔体静置并除去浮渣;
- ⑦ 对熔体进行机械搅拌, 不要形成漩涡, 以使碳化硅颗粒均匀分布。

据报道, 该工艺没有颗粒的损耗, 且去除孔隙、氧化膜和氢含量的效果明显。浮渣的量相对较多, 可达总质量的 10% 以上。

如果要除去熔体中的陶瓷颗粒, 可用传统的盐添加剂或造渣技术 (与除去氧化膜一样)^[14]。重力使得增强陶瓷颗粒漂浮到熔体上层的浮渣中。旋转盐炉技术是一种成熟的工艺, 可从各种混合物中回收铝, 包括颗粒增强金属, 但要求盐含量达到 $20\%\sim 50\%$ (wt)^[13]。用这种技术可以回收锻造合金和铸造合金, 甚至机加工碎料, 铝回收率可达 80% ^[13]。

通过造渣去除熔体中颗粒的效率取决于颗粒和熔体间的结合性。颗粒增强铝的供应商 Duralcan 推荐, 在以气体注入搅动的熔体中加入盐^[16], 这样可用较少的盐添加物 [1% (wt) 以下的氧化铝和 1.5% (wt) 的碳化硅] 就可达到去润湿的作用, 增强体中的气体也可促进颗粒的上浮而与基体分离, 和浮渣一起去除掉。

2.4.3 结论

以下是一些多孔泡沫金属特别是泡沫铝回收再利用的可行性说明:

- ① 对于无增强相的多孔泡沫金属, 可像铝箔或碎料一样重熔回收, 用重熔金属生产块状铸件, 其回收率为 80% 左右。如果回收 Alporas 泡沫, 则必须控制 Ca 的含量;
- ② 可用 MMC 泡沫来回收提纯金属基体, 回收产物为重熔合金, 通过分离和沉积去除增强体;
- ③ 按回收 MMC 的方法, MMC 泡沫也可通过重熔回收, 但由于生产 MMC 泡沫时的氧化物含量的增加, 回收率会有所降低;
- ④ 生产泡沫金属可以重熔料为原料, 重熔材料中通常含有能改善发泡性能的杂质, 特别值得注意的是, MMC 和 MMC 泡沫的循环是密切相关的。

参 考 文 献

- 1 Grundlagen und Werkstoffe, Aluminium Taschenbuch, Vol. 1, Aluminium Verlag, Düsseldorf 1995

- 2 American Society of Materials, Proc. 4th ASM Int. Conf. Recycling of Metals, 17~18 June 1999, Vienna, ASM International, Metals Park, OH
- 3 K. Krone, Aluminium Recycling, Verein Deutscher Schmelzhuetten e. V., Düsseldorf 2000
- 4 M. Strini, Private communication, ARC-Leichtmetall Kompetenzzentrum Ranshofen, Austria 1996
- 5 H. P. Degischer, F. Simancik, "Recyclable Foamed Aluminium as an Alternative to Composites" in Environmental Aspects in Materials Research, H. Warlimont (ed), DGM, Oberursel 1994, p. 137~140
- 6 Cymat Corporation, Mississauga, Canada 2000, <http://www.cymat.com>
- 7 I. Jin, L. D. Kenny, H. Sang, US Patent 5112697, 1992
- 8 W. W. Ruch, B. Kirkevag, NO Patent 1989, World Patent wo 91/01387, 1991
- 9 V. Gergely, T. W. Clyne, "A Novel Melt Based Route to Aluminium Foam Production" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 83~89
- 10 D. Leithmeier, H. Flankl, "Development of a New Processing Technique Based on the Melt Route to Produce Near Net Shape Foam Parts" in Proc. METFOAM 2001, MIT Verlag, Bremen 2001, p. 171~174
- 11 V. Gergely, H. P. Degischer, T. W. Clyne, "Recycling of MMC and Production of Metallic Foams" in Comprehensive Composite Materials, Vol. 3, T. W. Clyne et al. (eds), Elsevier, London 2000, p. 797~820
- 12 D. M. Schuster, M. D. Skibo, R. S. Bruski, R. Provencher, G. Riverin, "The recycling and reclamaton of metal-matrix composites" J. Metals 1993, 45 (May), 26~30
- 13 Duralcan, Duralcan Composite Casting Guidelines, Duralcan USA, San Diego, CA 1990
- 14 R. Provencher, G. Riverin, C. Celik, "Recycling of Duralcan Aluminium Metal Matrix Composites" in Proc. Adv. Production and Fabrication of Light Metals and Metal Matrix Composites, Montreal, TMS, 1992, p. 598~604
- 15 T. F. Klimowicz, "The large scale commercialization of aluminum natrix composites" J. Metals 1994, Nov, 49~53
- 16 Duralcan, Aluminium Recovery from Metal Matrix Composite Scrap, Duralcan USA, Novi, Michigan 1996

2.5 发泡物理学：结构形成和稳定性

C. Körner, M. Arnold, M. Thies 和 R. F. Singer

泡沫是由气泡在液体中分散而形成的，液体中气泡的变形取决于气泡间的相互作用。通过在液态金属中形成气泡而制备的多孔金属通常叫做金属泡沫，尽管它们在凝固后并不严格符合上面的定义。由于形成金属-气体界面必然产生表面能，泡沫将永远处于非平衡态，有通过减少内表面来降低内能的趋势。也就是说，泡沫的多孔结构随时间而变化，其实际结构取决于工艺过程，受过程的热和力的影响。泡沫结构一般都是混乱无序的，结构的演变取决于三种机制的共同作用：膜破裂使气泡合并；气体扩散使气泡由小变大并破裂；重力作用使液体下排液^[1]。泡沫瞬间变化的基本机制及其控制，只是在最近几年才取得了一定的进展^[1~5]。

由于高温和金属熔体的不透明性使金属泡沫结构变化的原位观察很困难^[6]。幸运的是,凝固过程一般远比泡沫结构变化过程快,且冷却时泡沫结构的变化与膨胀无关,也就是说,通过对不同膨胀阶段的泡沫试样的事后观察,可基本上得到泡沫形成过程的全部信息。

2.5.1 熔体中的单独气泡

鉴于泡沫是由相互作用的气泡组成,首先考虑熔体中无边界的单独气泡,这对问题的研究是很有帮助的。直径为 R 的球形气泡形成的动力学可用 Rayleigh 方程表示如下^[7,8]:

$$R\ddot{R} + \frac{3}{2}\dot{R}^2 + 4\nu\frac{\dot{R}}{R} = \frac{1}{\rho}(P_{\text{bubble}} - \frac{2\sigma}{R} - P_{\infty}) \quad (1)$$

式中 P_{bubble} ——气泡压力;

P_{∞} ——液体中的平衡压力;

σ ——表面能;

ν ——运动学黏度;

ρ ——密度。

式(1)左边表示惯性力和黏性力,二者都延缓气泡的生长。忽略黏性影响,铝中单个气泡的形成时间如下(气泡半径 $R=1\mu\text{m}$, 压力差 $\Delta P=10^{-4}\text{bar}$)^[7]:

$$t=0.915R\sqrt{\frac{\rho}{\Delta P}}=0.015\text{s} \quad (2)$$

也就是说,如果泡沫在数秒钟内形成,惯性力推迟气泡膨胀的影响是可以忽略的。黏性力对液态金属的作用一般也很小,如 $\dot{R}=1\text{mm/s}$, $R=100\mu\text{m}$, $\nu=1\text{mm}^2/\text{s}$ 时, $4\nu\rho(R/\dot{R})\approx 10^{-6}\text{bar}$ 。另一方面,如果在半液态下发泡,由于金属的黏度比液态下高几个数量级,黏性力可能会推迟气泡的膨胀。工业化的金属发泡工艺中,气泡膨胀一般需要的时间为 1s 多^[9],在这种情况下,黏性力和惯性力就可以忽略,此时, Rayleigh 方程可简写为如下的气-液界面的压力平衡式

$$P_{\text{bubble}} = P_{\infty} + 2\frac{\sigma}{R} = P_0 + \rho gh + 2\frac{\sigma}{R} \quad (3)$$

式中 g ——重力加速度;

P_0 ——大气压;

h ——气泡所处的深度。

表面能(Al 的表面能 $\sigma=0.2\text{N/m}$)导致的压力作用:气泡直径为 $100\mu\text{m}$ 时为 0.04bar , 气泡直径为 $1\mu\text{m}$ 时为 4bar 。 $H=100\text{mm}$ 时,流体静压力约为 0.02bar 。由于重力的作用,熔体中会出现压力梯度,从而使气泡变形并移动。气泡加速运动直到速率为一常数值,此时,黏性力和浮力达到平衡(见

图 2.5-1)。

对于近似球形气泡, 气泡上升速率 v 可由 Stokes 定律^[7] 计算。

$$v = \frac{\rho_g R^2}{3\eta} \quad \text{且} \quad R \ll \sqrt{\frac{\sigma}{\rho_g}} \quad (4)$$

式中 $\eta = v\rho$ ——动力学黏度。

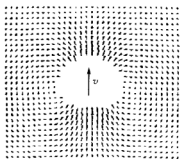


图 2.5-1 上升气泡周围
液体的速度场
(气泡的速度和变形取决于熔体的
黏度、表面张力和气泡尺寸)

对纯铝熔体来说, 气泡半径为 $100\mu\text{m}$ 时, 上升速率约为 1cm/s ; 气泡半径为 $10\mu\text{m}$ 时, 上升速率约为 $100\mu\text{m/s}$ 。流体中的添加剂如碳化硅或氧化铝颗粒会影响气泡的运动并使其稳定^[10~12], 这对熔体的黏度和表面张力也会有影响。这些颗粒的实际作用以及如何最有效地利用颗粒的作用还不清楚, 有待进一步的研究。

气泡是长大还是收缩取决于气体和周围熔体的相互作用^[13]。如果液体中由于发泡剂分解使气体浓度大于在给定的气压下 Henry 定律给出的气体平衡浓度时, 气体将从液体进入气泡。氢气是最理想的发泡气体, 氢气分解溶入铝中的平衡浓度 c_{eq} 受 Sievert 定律控制, 这是 Henry 定律的一种特殊形式^[14]:

$$c_{\text{eq}} = 1.4 \times 10^{-3} \times 10^{-\frac{2160}{T}} \sqrt{P_{\text{bubble}}} \quad \left(\frac{\text{mol}}{\text{cm}^3 \sqrt{\text{bar}}} \right) \quad (5)$$

式中 T ——熔体温度。

2.5.2 气泡聚结: 发泡

泡沫是许多相互作用的多面体气孔的聚合体 (见图 2.5-2)。

通常, 被薄壁分隔的体积单元称为孔。如前所述, 泡沫并非一种稳定结构, 而总是向降低内能的方向变化。也就是说, 在泡沫的形成过程中, 总是伴随有试图改变其结构的过程。在纯液体中, 这些过程进行得很快, 形成泡沫几乎是不可能的。正因为如此, 必须加入添加介质以稳定泡沫。没有加入适当的添加介质所形成的泡沫, 气孔膜层是不可能长期保持稳定的, 泡沫结构也不稳定 (见图 2.5-3)。为得到发泡材料, 必须向液体中加入添加剂, 这样可减慢孔壁的破裂^[15]。因此, 金属泡沫一般不由纯金属构成, 总是存在 SiC 或氧化铝等^[11,16], 这些添加介质可以是有意加入的^[11], 也可以是在制备过程中氧化形成的^[17], 假如采用金属粉末, 则氧化物是自然存在的^[18]。

用两种不同的方法可将气体导入熔体中: 通过喷嘴注入^[11,19], 或原位气体

生成^[9,17]。后一种方法通过发泡剂的分解或熔体中气体的过饱和来实现。如果发泡是通过气体注入进行的,气泡可直接产生而没有气泡的形核和长大过程。气泡尺寸决定于各种参数,如喷口几何形状、气体流速和搅拌叶轮速度等。经验表明,气体注入产生的气泡尺寸相对较大,气泡形状取决于熔体黏度,气泡尺寸等。

原位气体发泡,起初形成了各种均匀或不均匀的气泡核心,随后气体向气泡核扩散而使其长大^[13](见图 2.5-4)。气泡均匀形核的速率 \dot{N} 表示如下^[20]:

$$\dot{N} = c_0 f_0 e^{-\frac{\Delta G_{\text{hom}}}{RT}}$$

$$\Delta G_{\text{hom}} = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta P^2} \quad (6)$$

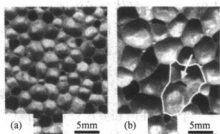


图 2.5-2 不同条件下,用 FOMGRIP

工艺制备的泡沫铝多孔结构

(a) 孔隙率 79%, 平均孔径 1.9 mm; (b) 孔隙率 88%, 平均孔径 3.1 mm。箭头表
示出破裂孔壁^[30]



图 2.5-3 气泡核心长大的二维 Boltzmann 原位气体生长模型。孔壁是不稳定的,如果孔壁达到某一较低的临界值,两个气泡将合并。熔体的沸腾使气泡数量减少,气体从熔体中逸散。一旦达到某一临界膨胀率,结构将坍塌^[31]

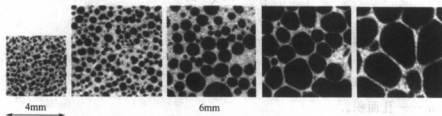


图 2.5-4 含 0.4% TiH₂ 粉末致密化法制备的 AIMg1 泡沫的膨胀示意图。

在加热发泡过程中,施加 100 bar 的外压,气泡在固态中的形核受到抑制,直到试样完全变为液态。发泡初期,泡沫膨胀合并频繁发生,

表明起始的形核率与最终的泡沫结构没有太大关系

式中 c_0 ——气体分子浓度；

f_0 ——可形核的气体分子的频率因子；

K ——玻尔兹曼常数；

ΔG_{hom} ——均匀形核的激活能；

ΔP ——遵守 Siever 定律的溶解气体压力。

当气泡在两相界面处形成时就发生非均匀形核，例如在陶瓷颗粒与熔体间。非均匀形核速率 \dot{N}_1 如下^[20]：

$$\dot{N}_1 = c_1 f_1 e^{\frac{-\Delta G_{\text{het}}}{KT}} \quad (7)$$

式中 c_1 ——非均匀形核点的浓度；

f_1 ——可形核的气体分子的频率因子；

ΔG_{het} ——非均匀形核激活能。

非均匀形核质点的存在使其形核比均匀形核更易进行，因为非均匀形核的能垒较低。潜在的形核质点是发泡剂颗粒本身和泡沫稳定及合金化的颗粒^[18]。聚合物的形核速率受工艺参数的影响已有报道^[20~22]。金属中气孔核的形核率与工艺参数的关系尚待系统的研究，但一般认为其形核机理与聚合物相似。由于熔体中存在添加剂颗粒，非均匀形核很可能是主要的形核机制。

气泡在长大过程中其形状从开始的球形向最后的多面体转变（图 2.5-4）。从纯能量的角度看，可能会形成 Kelvin 或 Weaire-Phelan 孔单元^[3]，使总的内表面减少，从而降低总的内能。实际上，大多数孔结构都是远离理想状态的，也就是说，在复杂的泡沫形成过程中不一定会获得能量最低的结构状态。当孔壁破裂使两个孔合并时，合并生产的孔将发生强烈的变形 [图 2.5-2 (b)]，孔的相互作用也会阻碍能量最低的孔结构的形成。结果，孔的几何形状一般不是等边的，因近邻孔的压力不同还会使孔壁弯曲。表征孔结构的一种有效方法是用形状因子 F ，它的大小可根据泡沫二维截面的形态进行计算^[23]（参见 4.1 节）。

$$F = \frac{4\pi}{n} \sum_i^n \frac{a_i}{l_i^2} \quad (8)$$

式中 n ——孔总数；

i ——孔数；

l_i ——孔边界长度；

a_i ——孔面积。

形状因子描述了孔的实际几何形态与形状因子 $F=1$ 时的圆形之间的偏差。随泡沫密度的降低 F 值快速减小，其变化程度超过了由球形向多面体孔转变所引起的 F 值变化（图 2.5-5）^[23]。也就是说，在泡沫膨胀过程中，孔变形和孔壁弯曲持续增加。因此，不同密度的多面体的孔结构是不相同的。

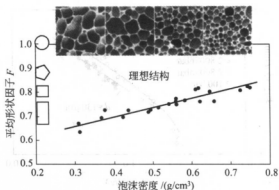


图 2.5-5 粉末致密化法生产的 AlSi10Mg0.6 泡沫孔结构平均形状因子 F 与泡沫密度的关系^[23], 能量优化的孔结构其形状为五边形

导致泡沫结构变化的更深入的机制类同于 Ostwald 机制。由于不同尺寸的邻近孔间的压力差为 10^{-3} bar, 泡沫中存在一定的浓度梯度 [见式 (5)], 所以气体从较小的孔向较大的孔流动。此后, 小孔收缩, 大孔长大, 使泡沫结构粗大化^[24]。对于水溶液中的气泡, 由于孔壁的厚度 (约 100nm) 很小, 这种影响非常显著。数值计算^[25]验证了实验结果, 表明对孔壁厚度为 $50 \sim 300 \mu\text{m}$ 的典型泡沫铝生产, 这种粗化的影响在相应的时间范围内是次要的。另一方面, 如果在大气中氢气的分压为零, 气体向外扩散而逸失的过程会持续较长的时间 (图 2.5-6)。

原位气体生成型成泡沫铝的过程从一开始就和孔的合并过程密切相关 (图 2.5-4)。如果泡沫膨胀仅是使孔尺寸扩大而无孔合并, 孔数量在发泡过程中就不变。平均孔径 D 正比于 $\rho_{\text{rel}}^{-1/3}$ (ρ_{rel} 是泡沫相对密度), 这一表达式是在假定发泡材料中每个孔的体积为常数时, 由简单立方板模型推导出来。事实上, 下面的经验公式 (见图 2.5-7) 更适用。

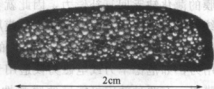


图 2.5-6 Alulight 泡沫的孔结构, 在 100bar 的外压下加热到 670°C , 随后在 11bar 压力下发泡形成。表面厚金属层是在液态保持 15min 时, 气泡从表层逸出而导致的

$$D = \frac{\delta}{1 - \sqrt[3]{1 - \rho_{\text{rel}}}} \approx \frac{3\delta}{\rho_{\text{rel}}} \quad \text{且 } \rho_{\text{rel}} \ll 1 \quad (9)$$

这个公式是在假定平均孔壁厚 δ 为常数时, 由立方板模型推导出的, 即在发泡膨胀过程中, 平均孔壁的厚度为常数。平均孔壁厚度取决于合金本身, 对于泡沫铝通常为 $50 \sim 300 \mu\text{m}$ 。因此, 对于给定的合金, 孔尺寸和相对密度密切相关, 几乎不受工艺参数的影响^[23]。为了得到低密度和小孔的泡沫铝, 必须减小

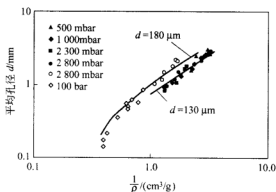


图 2.5-7 粉末致密化可锻合金泡沫（空心符号）和铸造合金泡沫（实心符号）的平均孔径与密度（ ρ ）的倒数关系，发泡在各种不同外压下进行，曲线与立方板模型的预测结果相吻合。可锻合金泡沫的孔壁厚度为 $180\mu\text{m}$ ，铸造合金泡沫为 $130\mu\text{m}$ ^[31]

平均孔壁的厚度。如何通过陶瓷等颗粒使金属泡沫的孔壁稳定以及哪些参数（数量、尺寸、形态）决定了平均孔壁的厚度等还未搞清楚，留待进一步研究^[18]。

孔壁的合并、破裂是一个力学过程，取决于气孔膜的力学稳定性。由于气孔膜的薄化缺乏回复补偿力，因此就会出现膜的局部快速减薄，并表现出了局部的统计学波动特征。已对影响水基膜层的膜力学稳定性的不同物理机制进行了广泛研究^[5,15]，但有关金属膜层稳定性的实验研究尚未见报道。膜层两面间的物理作用力，如范德华力或电磁力仅适用于很薄的膜层（ $<1\mu\text{m}$ ）分析。对金属泡沫厚膜层，有两种效应可能导致膜弹性的产生。Gibbs 效应^[18]认为，表层的局部变薄会导致表面活性介质的局部减少，使表面能增加，产生了回复力。而 Marangoni 效应^[15]认为表面能梯度是使表面活性介质向低浓度的薄膜中流动的原因。为增强这两种效应，应通过表面活性介质使表面能降到最低。目前，金属膜层的稳定性是否基于这两种机制中的一种尚不清楚。在金属中，熔体表层被氧化物和颗粒覆盖，这些表层物质可能对表面有一定作用。

孔壁的不稳定性源于孔壁的变薄，这又引出了几种不同的机制。第一种机制和泡沫膨胀本身相关，如果一个孔膨胀，由于物质守恒而使孔壁变薄，因此泡沫膨胀过程中孔壁变薄的主要机理是孔的长大。孔壁变薄的第二种机制是重力和毛细作用力导致的液体下排，液体下排决定了气体释放而膨胀不能进一步发生时泡沫的稳定性，即能够保持产生的泡沫结构而不被破坏。重力促使熔体由泡沫的顶层向底层流动而形成密度梯度^[4,5]。忽略毛细作用力，排液速率 v_D 可根据孔边界处流体的重力和黏滞力平衡而近似地估算^[1]：

$$v_D \sim \frac{g p d_{\text{edge}}^2}{\eta} \quad (10)$$

即排液速率随孔棱厚度 d_{edge} 的增加而增加。

因为不同程度的界面曲率而产生了毛细作用力，使熔体从孔壁向边棱处流动（图 2.5-8）。毛细压力梯度导致的孔壁变薄速率可用 Reynolds 方程描述，Reynolds 方程是以具有固定壁表面的两个平行圆盘间的流体流动为模型而建立的^[5]。

$$\dot{x} = -\frac{2\sigma x^3}{3\eta R^2 R_{\text{PB}}} \quad (11)$$

式中 x ——孔壁厚；

$1/R_{\text{PB}}$ ——孔边界曲率；

R ——圆盘的半径。

对式 (11) 的积分表明纯铝泡沫的孔壁在 1s 内由 $100\mu\text{m}$ 减小到 $1\mu\text{m}$ 。这个结果和实验观察到的结果相反，实验中金属泡沫在液态中可保持几分钟而无结构的变化。金属泡沫如何获得如此高的稳定性目前尚不清楚。

实际上，泡沫的坍塌是很重要的。泡沫坍塌通常从外表面向内部进行，且和底部致密金属层的出现密切相关（图 2.5-9）。

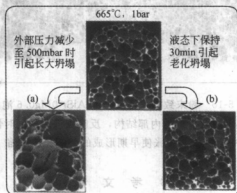


图 2.5-9 泡沫铝的坍塌（粉末法制备 AlSi10Mg0.6 泡沫）。坍塌从外表面向内部扩展，坍塌的金属液体向底部排液。（a）在 1bar 下加热到 665°C ，然后在 665°C 、500mbar 下保温膨胀；（b）在 1bar 下加热到 665°C 然后保温 30min

如果通过扩散或孔壁破裂导致逸失的气体量足够多，同时又无法通过原位产生的气体加以补充，就会发生坍塌现象。这里必须将长大坍塌与长时间的老化坍

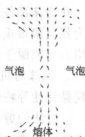


图 2.5-8 毛细作用下熔体从低曲率向高曲率区运动的自动传输模型

塌区分开来。当达到某一临界膨胀因子时, 泡沫就发生长大坍塌, 此时, 泡沫表面的孔壁破裂使气体大量逸失。在重力和毛细作用下的熔体下排导致的孔壁破裂, 以及气体扩散导致的气体逸失, 是老化坍塌的主要原因。

在泡沫部件的生产中流变学起到了重要的作用, 当出现机械力作用时, 流变行为就显得很重要了。在泡沫的成型过程中, 总存在对泡沫的机械作用力。这类作用力可能源于模具的空间约束、气体注入^[26]或是泡沫凝固前运输泡沫的传送带^[11]。泡沫对机械作用力的力学响应很复杂, 表现为壁的滑移、可压缩性和非牛顿黏弹性等特性^[27]。尽管构成泡沫的气体 and 液体, 它们各自的剪切模量等于零, 但泡沫的剪切模量并不为零。结果, 泡沫显示出了很复杂的流变行为, 如气泡变形、重排和坍塌等^[28, 29]。气孔的结构一般不是各向同性的, 具有沿发泡方向的取向性。如果发泡模具的尺寸与平均孔径属同一数量级, 这种取向性更为明显。最终, 在填模过程中受机械力作用或发泡速率不均匀时, 孔会变形和破坏(图 2.5-10), 因此, 泡沫的内部结构受特定生产过程的影响较大。

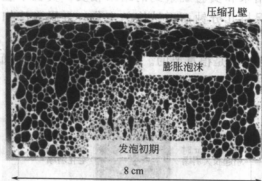


图 2.5-10 粉末致密化法生产的 AlSi10Mg0.6 泡沫。

加热不均匀导致的内部结构, 反映发泡的不同时性。

中心区域的膨胀使早期形成的外部孔被压缩

参 考 文 献

- 1 A. Saint-Jalmes, M. U. Vera, D. J. Durian, "Uniform foam production by turbulent mixing; new results on free drainage vs. liquid content" *Eur. Phys. J. B* 1999, 12, 67~73
- 2 S. A. Koehler, S. Hilgenfeld, H. A. Stone, "Liquid flow through aqueous foams: The node-dominated foam drainage equation" *Phys. Rev. Lett.* 1999, 82 (21), 4232~4235
- 3 A. M. Kraynik et al. "Foam Micromechanics" in *Proc. Foams and Emulsions*, Cargese, Corsica; Kluwer, Dordrecht 1999
- 4 S. Hutzler, "The Physics of Foams", Department of Physics, University of Dublin 1998
- 5 A. E. Bhakta, E. Ruckenstein, "Decay of standing foams; drainage, coalescence and collapse" *Adv. Colloid Interface Sci.* 1997, 70, 1~124
- 6 J. Banhart, et al. "Metal foam evolution studied by synchrotron radioscapy" *Appl. Phys. Lett.* 2000

- 7 L. D. Landau, E. M. Lifschitz, *Hydrodynamik*, 3rd ed, Akademie-Verlag, Berlin 1974
- 8 S. F. Edwards, K. D. Pithia, "A model for the formation of foams" *Physica A* 1995, 215, 270~276
- 9 I. Duarte, J. Banhart, "A study of aluminium foam formation-kinetics and microstructure" *Acta Met.* 2000, 48, 2349~2362
- 10 V. Gergely, T. W. Clyne, "The FORMGRIP process; foaming of reinforced metals by gas release in precursors" *Adv. Eng. Mater.* 2000, 2 (4), 175~178
- 11 J. T. Wood, "Production and Application of Continuously Cast, Foamed Aluminum" in *Proc. Fraunhofer USA Metal Foam Symp.* 7~8 October 1997, Stanton, DW
- 12 G. Kaptay, "Interfacial Criteria for Ceramic Particle Stabilised Metallic Foams" in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 141~146
- 13 A. Arefmanesh, S. G. Advani, "Diffusioninduced growth of a gas bubble in a viscoelastic fluid" *Rheologica Acta* 1991, 30, 274~283
- 14 P. Lutze, J. Ruge, "Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen" *METALL* 1990, 65, 649~652
- 15 H. Lange, *Schäume und ihre Stabilität*, VDI-Berichte, 1972, 182, 71~77
- 16 S. W. Ip, J. Wang, J. M. Toguri, "Aluminium foam stabilization by solid particles" *Canad. Metall. Q.* 1999, 38, 81~92
- 17 T. Miyoshi et al. "Aluminum Foam, ALPORAS; The Production Process, Properties and Applications" in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999
- 18 P. Weigand, "Untersuchung der Einflußfaktoren auf die pulvermetallurgische Herstellung von Aluminiumschäumen", Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, RWTH, Aachen 1999
- 19 P. Asholt, "Aluminium Foam Produced by the Melt Foaming Route Process, Properties and Applications" in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 133~140
- 20 J. S. Colton, N. P. Suh, "Nucleation of microcellular foam; theory and practice" *Polym. Eng. Sci.* 1987, 27 (7), 500~503
- 21 H. Y. Kwak, Y. W. Kim, "Homogeneous nucleation and macroscopic growth of gas bubble in organic solutions" *Int. J. Heat Mass Transfer* 1998, 41 (4~5), 757~767
- 22 C. B. Park, L. K. Cheung, "A study of cell nucleation in the extrusion of polypropylene foams" *Polym. Eng. Sci.* 1997, 37 (1), 1~10
- 23 C. Körner et al., "Influence of processing conditions on morphology of metal foams produced from metal powder" *Mater. Sci. Technol.* 2000, July~August, 781~784
- 24 C. Monnerneau, M. Vignes-Adler, "Dynamics of 3D real foam coarsening" *Phys. Rev. Lett.* 1998, 80 (23), 5228~5231
- 25 C. Körner, R. F. Singer, "Numerical Simulation of Foam Formation and Evolution with Modified Cellular Automata" in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999
- 26 F. Schorghuber, F. Simancik, E. Hartl, US patent 5865237, 1999
- 27 W. Hanselmann, E. Windhab, "Über das Fließen von Schaum in Rohren; Foam flow in pipes" *Appl. Rheol.* 1996, Dezember, 253~260
- 28 D. J. Durian, "Foam mechanics at the bubble scale" *Phys. Rev. Lett.* 1995, 75 (26), 4780~4783
- 29 D. J. Durian, "Bubble-scale model of foam mechanics; Melting, nonlinear behaviour, and avalanches" *Phys. Rev. E* 1997, 55 (2), 1739~1751
- 30 V. Gergely, "Melt Route Processing for Production of Metallic Foams", Department of Materials Science and Metallurgy, Cambridge 2000

- 31 M. Arnold et al., "Experimental and Numerical Investigation of the Formation of Metal Foam" in Proc. Materials Week 2000 (<http://www.materialsweek.org/proceedings/index.htm>)

2.6 渗流和复模工艺制备金属海绵

C. San Marchi 和 A. Mortensen

冶金学家对复模工艺的认识已有几个世纪,例如铸造就可认为是一种复模工艺:金属复制了与铸型相反的空间形状。对于多孔材料,复模工艺仅可复制开孔的多孔结构。

2.6.1 复模

更具体地说,这种制备高孔隙率材料的工艺可分为以下3个步骤(见图2.6-1):

- ① 准备可去除的预制块;
- ② 预制块的渗流凝固(或其他工艺,如固化或交联,以使渗流物刚化);
- ③ 去除预制块。

在某些情况下,还可能有第4步,如热分解,用以将多孔网状材料转变成所期望的相。这里着重讨论复模工艺在开孔泡沫金属生产中的应用。有作者认为,金属海绵是描述这类材料最合适的术语,术语“foam”和“cellular”指的是另外的闭孔结构材料^[1,2],而用复模工艺生产的多孔金属是开孔的网状结构。因此,我们将复模工艺生产的密度低于0.8的开孔金属结构称为金属海绵。

这种工艺有别于沉积技术,如Inco公司(LSwansea SA65QR, Wales, UK)用沉积技术生产的镍基多孔材料,称为Incofoam^[3]。在Incofoam工艺中,需要采用临时预制块,但并不复制孔洞;相反,复模工艺中预制块被包覆,并仅有部分孔洞被填充。使用造孔剂烧结的方法也不是复模工艺,原因有两点:孔的显微结构特点除取决于造孔剂外,还受金属粉末尺寸的影响;渗流并非其工艺步骤之一。所谓的网格块体材料(LBM)是用聚合物构架模型和熔模技术制备的。因而这类网格块体材料更像一种工程构件,而不是真正的金属海绵,只要其孔尺寸在毫米级或更大尺寸范围内,就可成型且能保持其统计学特性。如需对LBM有更多的了解,可与JAMCORP(17 Jonspin Road, Wilmington, MA01887-1020 USA)联系。尽管我们主要讨论的是金属,但顺便也说明一下,用于生产多孔陶瓷的聚合物海绵体技术也没有进行预制件的复制,因此也不属于复模工艺。

在冶金学的教材中,复模技术可用于制备金属海绵,这是用其他工艺方法难以或不可能实现的。例如,复模技术制备的金属海绵必然呈开孔结构,但与大多数商用泡沫金属相比具有本质的不同。用复模工艺生产的金属海绵的结构是由灵

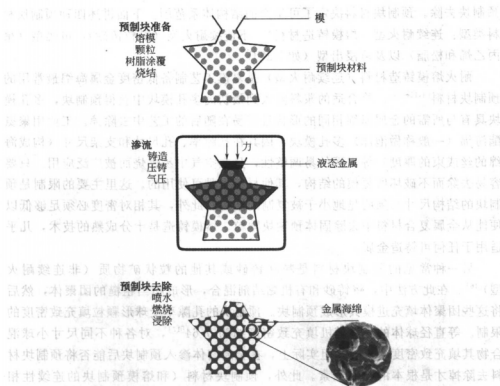


图 2.6-1 复模工艺示意图

活多样的预制块所决定的：据报道，用不同的预制块制备的金属海绵的孔隙率可高至 98%^[4]，低至 55%^[2]，气孔尺寸可小至 $10\mu\text{m}$ ^[5]。此外，实际上任何可铸合金（如果有合适的预制块材料）都可用于金属海绵体的生产。复模技术已经广泛地用于生产各种各样的多孔材料，其中包括碳^[6]、碳化硅^[7]、铝合金^[2,4,5,8-13]、镁合金^[14,15]和铁、镍基^[4,16]合金等。

下面我们将讨论用复模技术生产金属海绵。首先，描述了重要的基本原理，它控制了复模工艺的每一步骤（特别是盐类预制块制备金属海绵的过程，该过程已有许多相关的报道），然后将给出用这种方法生产的金属海绵的一些物理和力学性能。

2.6.2 复模工艺：基本原理

2.6.2.1 预制块的准备

对预制块材料的主要要求是，在铸造温度下有足够的耐火不熔性，和熔体接触时应保持化学稳定性。此外，渗流后金属之间必须有连通的网状结构，以便将

预制块去除。预制块材料决定了可生产的结构体系范围。下面讲述四种预制块材料类型：连续耐火型（熔模铸造材料），不连续耐火型（颗粒铸砂），可燃型（聚丙烯和松脂）以及可浸出型（如 NaCl）。

耐火熔模铸造材料（连续耐火型）是复模工艺制备低密度金属海绵最常用的预制块材料^[4,12~15]。将合适的浆料渗入到最初的多孔模块中获得预制块，多孔模块具有与所需的金属海绵相同的形状且容易在随后的工艺中去除掉。工业用聚氨酯海绵（一般称做泡沫）多孔模块，因其在孔隙率、孔尺寸和支架尺寸（构成海绵的丝或束的厚度）等方面的易调整性，且在空气中易燃烧而被广泛应用。只要容易去除而不破坏所复模的结构，其他材料也是可使用的。这里主要的限制是预制块的结构尺寸必须明显地小于被复制的结构；此外，其相对密度必须足够低以便能从金属复合材料中去除固体预制块颗粒。熔模铸造是十分成熟的技术，几乎适用于任何可铸造金属。

另一种常见的预制块材料是粒状铸砂或其他的粒状矿物质（非连续耐火型）^[16]。在此方法中，将铸砂和有机黏结剂混合，形成相当粗糙的团聚体，然后将这些团聚体填充进模具形成预制块。预制块的孔隙率受球形颗粒填充致密度的限制。等直径球体的最大随机填充致密度约为 0.64^[17]，对各种不同尺寸小球混合物其填充致密度会更大。但实际上，在金属熔体渗入预制块后能否将预制块材料去除掉才是根本的限制因素。此外，预制块材料（和熔模预制块的连续性相反）必须是可渗流的和便于去除的，即它们不能完全被渗入的金属所包裹，下面还将对此进行讨论。理论上，铸砂可用于任何可铸合金。

尽管任何可燃的预制块材料都可以相同方式使用，但聚氨酯（可燃型的）却是一种不同的预制块材料^[11]。聚氨酯球先用树脂包覆，然后在树脂硬化前填充到模具中，树脂在球体间形成互联网状组织，这种互联网状组织是去除预制块材料所必需的。孔尺寸取决于原始球状体（或颗粒）尺寸以及聚氨酯与树脂的比例。这种预制块的优点是渗流后无需从结构中取出固体颗粒，因为在整个工艺过程完成后预制块都已燃烧掉。另一方面，这类预制块在渗流过程中必须保持相对低温以避免预制块燃烧（在金属仍为液态时），因而这种材料仅适用于低熔点合金，如 Al、Mg 和 Zn 等。

第四类预制块材料为可浸出型预制块，这类预制块可通过适当的溶剂溶解去除。溶解（或浸出）工艺在尺寸和密度方面所受的限制不像非溶解的可燃材料的那么多。实际上，可溶解的预制块材料由颗粒或粉末制备，使得密度和颗粒填充效率相关，而填充效率又取决于颗粒尺寸（以及尺寸分布）。

NaCl 由于便宜且易获得，因此可大量地用作可溶解预制块。用于生产泡沫铝的 NaCl 预制块已于 20 世纪 60 年代首次报道并授予了专利^[8~10]，近来又有了新的进展^[3]（也有将其用于制备碳海绵体^[6]和 SiC 海绵体^[7]的报道，而且两者都

有一个热分解过程)。熔点决定了盐类预制块的使用温度范围,如 NaCl 仅限于铝和低熔点合金,而 NaF 则有可能用于 900℃ 以上的高温合金。此外,在溶解过程中产生的高浓度的盐溶液会引起某些合金严重腐蚀。

盐类颗粒也有一些优点,如烧结可增强它们的连接强度、改变预制块的结构、产生可以渗流的较为坚固的预制块^[5~7]。但烧结并非必要的步骤,原因有两个:在渗流前或渗流过程中,预热盐类物质,颗粒可产生暂时性结合(可能是因为盐类的吸湿性^[8]所致);熔体的不完全渗流使个别颗粒相遇连接,为去除盐颗粒提供了必要的网状组织通道。

烧结工艺取决于许多参数,包括颗粒尺寸、温度、气氛、残余应力和时间。这些工艺参数的变化已足以解释 NaCl 烧结的各种不同的现象。另外,NaCl 烧结机制的灵活性和预制块显微结构的可控性,表明 NaCl 是一种很好的预制块材料。

各种文献一致认为,大的 NaCl 颗粒主要通过蒸发-凝结机制烧结,在烧结过程中颗粒间的烧结颈增大而无致密化发生。另外,小颗粒在烧结过程中的致密化,主要受其他机制如体扩散的控制,使颗粒间的中心距减小^[18~21]。通过烧结而不增加密度的最小颗粒尺寸约为 150 μm^[19,20]。真空烧结可促进较小颗粒的蒸发-凝结机制^[22],当非致密烧结机制占主导地位时,颗粒间的烧结颈增长速率与压力有关^[23]。

生产金属海绵的 NaCl 预制块的两种烧结机制各有其优点。非致密化机制,如蒸发-凝结通过毛细平衡作用而形成一种众所周知的结构^[24]。这种情况下的气孔结构类似于聚合物海绵的规则结构。另一方面,致密化机制可获得相对密度较大的预制块结构(因而对应的金属海绵密度较低),其相对密度明显高于填充压制颗粒的密度。尽管颗粒尺寸较小(1 μm)会对后续工艺带来挑战,但已有文献报道了几乎全通孔的、密度达 90% 的烧结盐预制块^[25]。

2.6.2.2 渗流

理想的状况是渗流在重力作用下完成而无需特殊设备或工艺的辅助。但多数情况下,金属与预制块是不润湿的,需要施加外力来促进(或帮助)渗流过程,从而影响了金属在预制块中的均匀分布。真空和低压铸造工艺是标准的铸造技术,绝大多数情况下,可保证有足够的渗流。据报道,当盐颗粒大于 4 mm 时,就可能产生自发渗流。轻微振动能够减小重力作用下的可渗流盐颗粒尺寸,而将预制块抽真空并对熔体稍加压力,可实现直径几百个微米的颗粒的渗流^[8]。

实际的初始渗流压力 P_0 (临界压力)很大程度上取决于渗流孔的尺寸大小和这些孔所占的体积分数。有关渗流的详细物理描述已超出本书的讨论范围,更详细的信息可通过其他文献^[26~28] 获得。据作者所知,用于复模工艺的预制块对初

始渗流压的特殊要求尚不得而知, 但由纯铝渗流填充陶瓷体临界压力所推导出的表达式表明: 临界压力与渗流预制块是直接相关的。Garcia-Cordooilla 等给出了一个简单的半经验公式^[27]:

$$P_0 \approx 16 \frac{f}{(1-f)D} - 0.09 \quad (\text{MPa})$$

式中, f 代表固体积分数 (或预制块的密度分数); D 是微米级固体颗粒的特征直径。这个关系式是根据纯铝渗流尺寸为 $10 \sim 100 \mu\text{m}$ 、堆垛密度为 $50\% \sim 60\%$ 陶瓷填充体推导出来的, 但它为各种渗流条件下所需的压力提供了合理的估计值, 因为它包含有理论分析所期望的 f 和 D 的函数关系^[26~30]。这个关系表明, 平均直径为 $100 \mu\text{m}$ 、堆垛密度 75% (vol) 的颗粒的初始渗流压力为 2 个大气压, 而当 $D=4\text{mm}$, $f=0.98$ 时, 所需初始渗流压为 1 个大气压, 这样渗流就可利用大气压来实现。

金属渗透预制块的程度, 特别是局部区域的渗透性, 也是一个重要的因素, 并明显取决于所施加的压力大小。当预制块材料为多孔结构时, 较高的压力将使熔体渗入颗粒间的空隙, 这样预制块就不能取出。在润湿角大于 90° 的体系中, 较低的压力可使预制块内较大的孔实现渗流, 但不能使金属进入具有毛细作用的小通道。这样, 在由颗粒材料 (如砂粒) 制备的预制块中, 如果压力较低, 各颗粒间的邻近区域可能保持未渗流, 这些不连续颗粒的开放通道是去除预制块的必要条件。渗流过程中, 控制金属在大通道中的均匀分布且又不让微空隙结构被金属所渗透是十分重要的。

尽管渗流是真空或低压渗流铸造方法的必要步骤, 但是在有关复模技术的文献中, 对渗流几乎没有进行详细的描述^[4,12~16]。一种改进的压铸方法已经得到应用^[11], 其他一些高压铸造方法像挤压铸造也得到了应用。例如, 压力高达 80bar 的气压渗流已用于小孔隙预制块的渗流^[5]。

渗流完成后, 金属必然要凝固, 这是任何铸造工艺的必然步骤。用于控制凝固收缩的方法取决于特定的铸造工艺。气压渗流一般是直接凝固或用补缩凝固。

2.6.2.3 预制块去除

预制块的去除取决于预制块材料的特性。如果预制块是由熔模铸造混合物和团聚的二氧化硅精陶陶瓷颗粒构成, 则可通过向金属预制块复合材料喷水而去除^[12~16], 水可将预制块破碎成初始态的小颗粒。这就要求水能渗入预制块的网状结构组织, 或者至少能浸入预制块颗粒间以使其破碎。然而, 对于相对较小的颗粒 ($<1\text{mm}$) 和相对密度大于 10% 的海绵结构, 尚不清楚将这种方法用于样品截面尺寸是孔尺寸许多倍时的效果如何。其他方法, 如 (超声波) 振动也可用

来去除固体颗粒。

聚氨酯-树脂等聚合物预制块可通过在空气中燃烧而去除^[11]。在进行工业化生产时,燃烧易造成环境污染问题。但这些预制块的优点在于去除预制块前可加工成各种复杂构件,而不会对海绵结构造成明显的破坏。

某些情况下,可浸出预制块在溶解前也可加工成复杂的几何形状,而不破坏其海绵体结构。预制块可通过水浸泡使盐溶解而去除。溶解主要是扩散过程,溶解的盐离子通过海绵体中狭窄通道的非流动水扩散到水溶液中。因此,溶解速率和时间主要取决于样品的尺寸大小。盐是很难从小气孔中去除的,特别是气体被包留在孔中的时候,这就是所谓的“气塞”现象,它阻止了流体渗透进多孔网状结构中^[8]。

由于多孔网状结构的表面积很大,在预制块浸出时金属海绵的腐蚀又成为了问题,所以,必须使盐浓度和溶解时间最小化,这可通过周期性换水来实现。海绵未经排气处理时,气体被包在孔中,会导致“气塞”现象。此外,必须控制水中的杂质,以避免其他盐类在浓溶液中的沉淀。铝合金(盐预制块用得最多的金属)在盐溶液中有较强的抗腐蚀性。铝铜合金在盐溶液中的抗腐蚀性非常低,但海绵体仍可用这类合金制备而不被腐蚀侵蚀。电化学保护也可用于增强金属的抗蚀性。

因为饱和盐水的密度比蒸馏水大,当溶液中缺乏对流时饱和盐水会沉到容器的底部,所以并不需要大量的水。在溶解过程中,靠近溶液表面(但完全浸入溶液中)的盐-金属复合材料和容器底部间有较大的浓度梯度。对大孔低密度的海绵体,如果多孔结构中的流体流速不够,搅拌可适度增大溶解度。但大多数情况下,这种方法并不适用,搅拌使盐的浓度分布均匀化并降低了水溶液中的扩散梯度,从而减慢了盐的溶解浸出。

从海绵体中取出盐预制块的最后步骤是清洗。让水流过多孔结构或通过多次换水去除饱和盐溶液;盐浓度差越大,扩散过程就越快。利用压缩气体也可有效地除去海绵体中的残留液体,当水蒸发完后,结构中就无残留的溶解盐了。

其他还有一些方法,通过增加流体中盐的扩散速率,可更有效(更快)地去除盐,例如超声波振动,因多孔结构中的自由气泡的辅助作用而增加盐的扩散速率^[8]。

2.6.3 金属海绵的物理性能和力学性能

用复模技术生产的金属海绵的有关文献报道概括于表2.6-1,相关工艺细节和生产的金属海绵体的性能在下面的基本预制块技术——连续耐火(材料),非连续耐火(材料),可燃烧和可溶解浸出(材料)中加以简要描述。

2.6.3.1 连续耐火预制块

用工业聚氨酯已制备出大量的金属海绵：铝合金^[4,12,13]、镁合金^[14,15]及熔点高达1500℃的几种合金泡沫^[4]，渗流可以用真空或压力渗流铸造技术实现。预制块材料可通过喷水去除，尽管文献中未见其详细的说明。用这种方法已制备出体积达1500cm³的金属海绵。此外，某些部件，如用铸造板管构成的热交换器，已在文献[4]中有报道。

用这种方法制备的多孔金属海绵孔隙率为92%~98%，孔尺寸可小到0.85mm(见表2.6-1)。但是必须清楚，复模工艺的实际限制因素可能包含有更多的结构参数而不仅限于已报道的数据。尽管尺寸的影响(包括密度)尚未有系统的研究，但据报道，孔隙率约为97%的铝和镁海绵的压缩强度(平台应力)低于0.25MPa，这与唯象理论的预测值是相吻合的^[12~15]。尽管还没有对这些数据的完整的解释，但相关材料的应变速率敏感性数据已有报道^[31,32]。

表 2.6-1 复模技术制备金属海绵

预制块材料	金属	渗流技术	预制块去除	金属海绵结构 ^①		参考文献
				孔径/mm	孔隙率/%	
聚氨酯海绵熔模	Mg(AZ91A)	真空	喷水	4.5	97	[14,15]
聚氨酯海绵熔模	Al(SG91A)	真空	喷水	4.5	93~96	[12,13]
聚氨酯海绵熔模	Al (Cu,Zn,Fe,Ni,Co)	真空或压力	(未报道)	0.85~2.5	92~98	[4]
铸砂	铸铁	真空	高压水	1~5	60~63	[15]
聚苯乙烯和树脂	Al	改进的压铸	燃烧	1.2~3.7	73~86	[11]
NaCl	Al	重力、振动 及真空	浸除	0.15~5	60~63, 其他未见报道	[8]
	Al			0.45~1.45	55~67	[2]
NaCl	Al 合金	气压	浸除	0.01~3	65~81	[5]

① 已报道的性能范围。

2.6.3.2 非连续耐火预制块

用二氧化硅砂粒已制备出了铸铁海绵^[16]。所用的颗粒尺寸范围约为1~5mm。据报道，海绵体的孔隙率约为60% (见表2.6-1)。这里用了重力铸造法，可能还辅以了真空操作。预制块用高压水去除，但能否从几厘米深的材料中取出预制块颗粒尚不清楚。海绵体压缩过程的初始力学数据已有报道，在应变达2%后载荷明显降低。虽未得出系统的结论，但有关海绵体的渗透性实验已有报道。早在20世纪30年代，德国就生产出类似海绵态的材料(海绵铝)，但预制块材料无法去除^[33]。

2.6.3.3 可燃烧预制块

利用树脂连接聚苯乙烯球的预制块方法已制备出铝海绵体(表 2.6-1),其孔隙率为 73%~86%,孔尺寸为 1~4mm^[11]。用改进的压铸技术进行了渗流,并通过在空气中燃烧去除预制块。这种金属海绵体的性能尚未见报道。

2.6.3.4 可浸出预制块

早在 1961 年就已经用 NaCl 预制块制备出了铝海绵^[6]。通过将盐颗粒填充到模具中制备预制块,根据盐颗粒尺寸大小选用合适的渗流技术:重力法(>3.4 mm),振动法(>1.7mm),压力渗流法(≥ 0.15 mm)。A356 铝合金海绵的抗压强度取决于热处理,孔隙率为 60%~63%的 A356 铝合金海绵应变为 10%时抗压强度在 20~30MPa 之间。孔隙率的变化毫无疑问取决于盐粒的尺寸(及尺寸分布)。Banhart 报道的孔隙率为 55%~67%^[2],除了提到预制块是可溶解浸出外,他没有提供关于此工艺的任何细节,但在文献的后面,给出了一些基本的性能指标(压缩性能、压力降和吸声性能),另外,在相关文献中也没有性能的细节分析。

最近,气压渗流技术已用于颗粒尺寸小达 10 μ m 的烧结 NaCl 的渗流^[5]。结构的孔隙率为 68%~81%,并在一定程度上取决于盐粒尺寸,图 2.6-2 是烧结 NaCl 复模工艺制备的铝海绵体的 SEM 照片。金属海绵体的力学性能取决于金属的显微组织(图 2.6-3),这和任何致密合金是一样的,但是,金属海绵体的性能更多地受孔隙率水平的影响。图 2.6-3 中的应力-应变曲线的形状和工业闭孔金属泡沫有所不同,这是由于与工业泡沫金属相比,图 2.6-3 中所列的用于生产海绵体的大多数基体金属的塑性本来就较高,且这些金属海绵体的结构较规则,

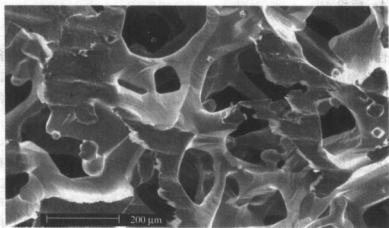


图 2.6-2 烧结 NaCl 预制块复模工艺生产的铝海绵体的 SEM 照片

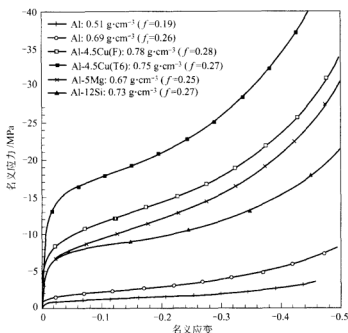


图 2.6-3 烧结 NaCl 预制块复模工艺生产的几种铝海绵体的压缩应力-应变曲线, 盐颗粒直径约为 0.5mm, 固体分数用 f 表示

孔隙率相对较低。金属海绵体的刚度约为简单的唯象关系预计值的一半^[5]。

与其他的预制块技术一样, 可浸出预制块复模工艺所受的限制, 尚不十分清楚, 各种文献报道的观点也存在分歧, 但对孔尺寸和孔隙率的可能范围已有清楚的认识。

2.6.4 结论

复模工艺技术为制备金属海绵体 (通常称为开孔金属泡沫) 提供了一种诱人的、多样性的方法。这种工艺的优点主要有: 孔尺寸、密度和海绵体内部结构的可控性; 制备净成型或近终成型部件的可能性; 具备可制备部分致密、部分孔隙构件的潜在优势。此外, 金属海绵体的开孔结构, 使其在需要流体通过的许多方面都有实际的应用, 如过滤器和热交换器等。

根据预制块特性的不同, 复模工艺存在一些差异。连续耐火预制块、非连续耐火预制块、可燃预制块及可浸出预制块是四种已实际应用的预制块。在金属海绵体中可得到的密度和孔尺寸范围很大程度上取决于预制块材料及渗流工艺。特别是可浸出预制块, 其密度和孔尺寸的变化范围相对较宽。对于利用不可溶预制块制备金属海绵, 目前也有了一些辅助的措施。用于生产金属海绵的复模技术目前仍有较大的发展空间, 且存在将上面所描述的几种方法结合起来的可能性。

参 考 文 献

- 1 D. Weaire, M. A. Fortes, *Adv. Phys.* 1994, 43, 685
- 2 J. Banhart, *Adv. Eng. Mater.* 2000, 2, 188
- 3 J. Babjak, V. A. Ettel, V. Paserin, US Patent 4957543, 1990
- 4 I. Wagner, C. Hintz, P. R. Sahm, in *Metal Matrix Composites and Metallic Foams*, Proc. Euromat 99, Munich, Germany, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), DGM/Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 40
- 5 C. San Marchi, J. F. Despois, A. Mortensen, in *Metal Matrix Composites and Metallic Foams*, Proc. Euromat 99, Munich, Germany, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), DGM/Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 34
- 6 R. W. Pekala, R. W. Hopper, *J. Mater. Sci.* 1987, 22, 1840
- 7 T. J. Fitzgerald, V. J. Michaud, A. Mortensen, *J. Mater. Sci.* 1995, 30, 1037
- 8 L. Polonsky, S. Lipson, H. Markus, *Modern Castings* 1961, 39, 57
- 9 H. Seliger, U. Deuther, *Freiburger Forschungshefte* 1965, 103, 129
- 10 H. A. Kuczek, US Patent 3236706, 1966
- 11 L. Ma. Z. Song, D. He, *Scripta Mater.* 1999, 41, 785
- 12 Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Sakaguchi, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Mukai, H. Kanahashi, K. Higashi, *Mater. Sci. Eng.* 1999, A272, 455
- 13 Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Sakaguchi, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Mukai, H. Kanahashi, K. Higashi, *Mater. Sci. Eng.* 2000, A280, 225
- 14 Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Sakaguchi, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Mukai, H. Kanahashi, K. Higashi, *J. Mater. Sci. Lett.* 1999, 18, 1477
- 15 Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Sakaguchi, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Mukai, H. Kanahashi, K. Higashi, *Adv. Eng. Mater.* 2000, 2, 184
- 16 U. Mohr, W. Bleck, in *Metal Matrix Composites and Metallic Foams*, Proc. Euromat 99, Munich, Germany, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 28
- 17 R. M. German, *Particle Packing Characteristics*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ 1989
- 18 C. S. Morgan, L. L. Hall, C. S. Yust, *J. Am. Ceram. Soc.* 1963, 46, 559
- 19 A. A. Ammar, D. W. Budworth, *Proc. Br. Ceram. Soc.* 1965, 3, 185
- 20 W. J. Tomlinson, C. Astle, *J. Mater. Sci.* 1976, 11, 2162
- 21 R. J. Thompson, Z. A. Munir, *J. Am. Ceram. Soc.* 1982, 65, 312
- 22 W. D. Kingery, M. Berg, *J. Appl. Phys.* 1955, 26, 1205
- 23 J. B. Moser, D. H. Whitmore, *J. Appl. Phys.* 1960, 31, 488
- 24 P. J. Wray, *Acta Metall.* 1976, 24, 125
- 25 R. W. Davidge, *Proc. Br. Ceram. Soc.* 1969, 12, 245
- 26 A. Mortensen, I. Jin, *Int. Mater. Rev.* 1992, 37, 101
- 27 C. Garcia-Cordovilla, E. Louis, J. Narciso, *Acta Mater.* 1999, 47, 4461
- 28 A. Mortensen, in *Metal Matrix Composites*, A. Kelly, C. Zweben (eds), Vol. 3 of *Comprehensive Composite Materials*, T. W. Clyne (ed.), Pergamon, Oxford, UK 2000, Ch. 21
- 29 A. Mortensen, J. A. Cornie, *Metall. Trans.* 1987, 18A, 1160
- 30 A. Mortensen, T. Wong, *Metall. Trans.* 1990, 21A, 2257
- 31 T. Mukai, H. Kanahashi, Y. Yamada, K. Shimojima, M. Mabuchi, T. G. Nieh, K. Higashi, *Scripta Mater.* 1999, 41, 365
- 32 H. Kanahashi, T. Mukai, Y. Yamada, K. Shimojima, M. Mabuchi, T. G. Nieh, K. Higashi, *Mater. Sci. Eng.* 2000, A280, 349

33 W. Thiele, Metal Mater. 1972, 6, 349

2.7 固态法和沉积法

O. Andersen 和 G. Stephani

本节将就固态法和沉积法制备多孔金属的重要工艺特点进行评述。讨论主要限于生产 3D 构件的方法，同时考虑孔尺寸、孔壁厚度以及相对密度等参数。在较早的综述^[1,2]中已提到了这两种可行的生产方法。

术语“固态法”指的是在多孔结构形成前金属为固态。但某些情况下，工艺过程中会出现少量的液相，如液相烧结或孔的焊接。除固体发泡外的其他所有的固态法，都要求在得到最终多孔金属前必须进行烧结，因此，粉末冶金在这个领域里扮演了重要的角色。

用粉末制备的多孔结构的孔隙有两种：肉眼可分辨的宏观孔；与原始颗粒或反应烧结颗粒大小相当的微孔。

对所有粉末冶金工艺来说，粉末的成本是一大问题。有些方法，尤其是采用以金属粉与黏结剂分散混合做浆料的方法，就能使用便宜的氧化物，这样可明显降低成本。

为使金属转变成多孔材料，沉积方法中需要金属的流动，通常是将金属变成离子态或气态而实现。从制备方法来看，沉积方法只可能获得开孔结构。通常，在金属沉积后需进行热处理以去除预制件。

各种方法的实际差别可借助两个参数来说明，如图 2.7-1 所示。所选用的表示法“多孔结构的成型”和“孔的成型”直接反映了工艺过程本身的特点以及相

固态法和沉积法	
单孔成型	实体成型
↓	
无芯法	
结构通过空心粉末获得 结构通过浆料同轴喷射 空心球获得	烧结金属粉末和纤维 特殊烧结效应 固态发泡 浆料发泡
失芯法	
置换 电化学空心球 IFAM 空心球	P/M 造孔法 沉积法

图 2.7-1 从生产角度对固态法和沉积法进行的分类

应的组织性能。

根据这种分类方法,多孔结构可从单个的空心球开始逐步形成,但单个的空心球不一定在最后的金属结构中存在。另一方面,多孔结构也可从实体材料开始。孔本身的形成可借助失芯或无芯的方法来实现。在这样的分类体系下,沉积法就成为失芯实体材料工艺中的一种。

通常,单孔成型工艺可以对形成的多孔材料性能进行准确的控制。但大多数情况下,单孔成型工艺比整体成型工艺需要更多的工艺步骤。

采用失芯工艺易于将有害的间隙原子如碳和氧引入基体材料,因为芯主要为碳氢化合物,要用热方法去除。与无芯工艺相比,失芯工艺的另一不足之处是芯的去除需要额外的时间。

一般来说,有各种各样的固态法和沉积法可用于制备多孔金属,每种方法都有各自的优缺点。因此在具体情况下,哪种方法更好,主要取决于最终的用途。

2.7.1 单孔成型:无芯法

2.7.1.1 雾化粉末空心球结构

众所周知,气体雾化时由于部分气体被包裹于液体中,会生成少量(通常1%~5%)的空心颗粒。通过合适的分离方法,这些空心颗粒可从实心固体颗粒中分离并结合成空心球多孔结构,通常球的直径为500~1000 μm ,壁厚约为100~300 μm ^[3]。

已报道有不同的空心球结合方法:烧结;采用粉末添加剂的短暂液相烧结以及热等静压(HIP)方法。就获得的比强度看,HIP方法的结合性最好(见图2.7-2)。这是因为孔发生了预变形,增加了球之间的接触面积的缘故。

现已制备出的空心球结构有TiAlV64以及Ni基超合金(625合金),相对密

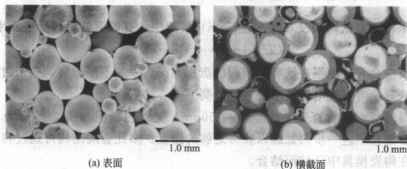


图 2.7-2 用 HIP 制备的 624 合金空心球结构

(courtesy IPML, University of Virginia, Charlottesville)

度为 0.3~0.12。

其他非失芯制备空心金属粉末的方法已有报道,如熔体同轴雾化^[4],含溶解气体的熔体雾化^[5]和含吸入气体的粉末颗粒的等离子处理^[6]。但是,人们对这些方法制备的多孔结构却一无所知。

2.7.1.2 同轴喷射浆料制备空心球结构

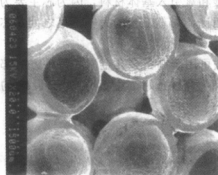


图 2.7-3 磁铁矿浆粘合并

还原的 FeCr 空心球体

(courtesy Georgia Institute of Technology)

通过同轴喷嘴的外喷射口,喷射含有所需材料的溶剂和聚合物粘接介质的粉末浆料可制成空心球^[7]。单个气泡可通过内喷口的气体流体动力学作用而形成,并在喷射过程中,受表面张力作用球化并干燥。生成的空心球直径范围为 1~6mm,尺寸偏差为±4%;壁厚大约为 100μm,在 40~200μm 范围内变化^[8]。

随后,加热粉末球壳以除去有机黏结剂,并在较高温度下烧结形成封闭的空心金属壳。

为获得多孔结构,将单个的空心球填充到模具中,通过扩散连接或借助于金属粉末浆料的烧结使之结合起来。但使用金属粉末浆料会使结构中孔所占有的总空间减少,这是所不希望的。用还原铁粉和氧化铬粉制得的不锈钢空心球结构,其相对密度值为 0.12^[9],如图 2.7-3 所示。

2.7.2 单孔成型:失芯法

2.7.2.1 置换烧结法制取空心球结构

如果将球形铁颗粒浸入搅拌的 CuSO_4 溶液中,有如下的置换反应发生:



该反应会导致纯铜在铁颗粒表面的沉积,同时铁芯不断溶解,这个过程一直进行到铁完全溶解于电解质溶液中,只剩下空心的铜壳^[10]。

获得的空心铜粒直径约为 500~750μm,壳壁粗糙且多孔,厚度为几百微米,空心铜粒须进一步热处理以获得足够的强度。多孔金属结构可通过将空心颗粒填充在陶瓷模具中烧结而结合。

用 Sn 涂覆 Cu 颗粒进行液相烧结可获得更好的效果。获得的多孔青铜结构具有良好的结合性和致密的孔壁,其相对密度约为 0.2^[11](见图 2.7-4)。

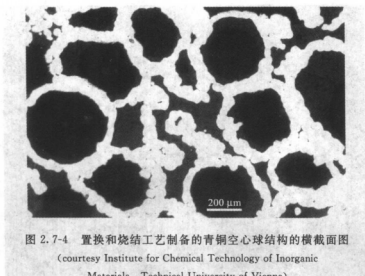


图 2.7-4 置换和烧结工艺制备的青铜空心球结构的横截面图
(courtesy Institute for Chemical Technology of Inorganic
Materials, Technical University of Vienna)

2.7.2.2 电涂覆聚苯乙烯泡沫球制备空心球结构

以聚苯乙烯泡沫球作为芯材,采用电涂覆聚苯乙烯泡沫球方法可制备空心球^[12]。聚苯乙烯泡沫可通过加热去除。球的直径范围为2~10mm,壁厚为几个微米,且相当均匀。但厚壁孔的制备非常昂贵,且可选择材料仅限于一些适合于电沉积的金属(如Cu和Ni)。

为制取纯金属的多孔结构,可通过钎焊^[13]或扩散使单个的球结合起来。电涂覆工艺能产生很薄且均匀的涂层^[14],球体的尺寸范围为几个毫米,相对密度可小于0.05。通过采用恰当的方法去除聚苯乙烯泡沫球芯,可得到很均匀的球体,这样可制得有序的空心球结构(见图2.7-5)。

2.7.2.3 流化床涂覆聚苯乙烯泡沫制备空心球结构

有研究表明^[15],用含有金属粉末的悬浮体流化床工艺可大批量地涂覆聚苯乙烯泡沫。将生成的原始球进行脱粘接介质和烧结处理可获得单个的金属空心球。

另外,原始球经适当成型工艺处理,可制成由许多单孔组成的构件生坯^[16](见图2.7-6),并可用处理单个球的方法对构件生坯进行热处理。理论上,这种工艺可制备任何金属及合金的空心球结构。

为提高最终结构的力学性能,在成型过程中可对原始球稍加压力以增加球体间的接触面积。此时,弹性聚苯乙烯泡沫芯有助于抗弯曲变形并使预变形孔的分布更均匀,典型例子见图2.7-7。

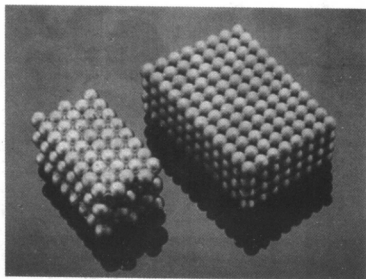


图 2.7-5 由电覆盖方法制备的直径为 4.5mm 的硬钎焊镍空心球结构
(courtesy ATECA, Montaban, France)

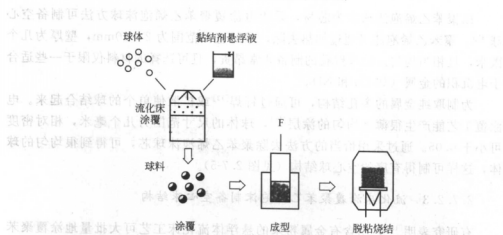


图 2.7-6 空心球结构制备流程图

(courtesy IFAM, Dept. of Powder Metallurgy
and Composite Materials, Dresden)

此方法获得的球体直径范围为 0.5~10mm, 壁厚 10~1000 μm , 相对密度可低至 0.03。相关工艺及材料结构性能的综述可参见文献 [17, 18]。目前正在研究的材料种类很多, 但主要集中于不锈钢 316L^[19] 和由氧化铁制备的低成本的空心球结构^[20]。

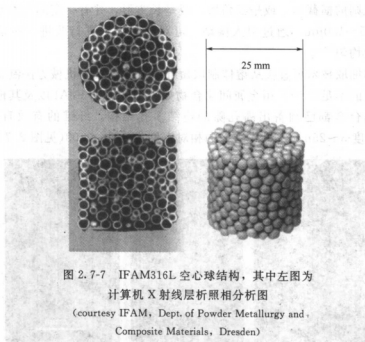


图 2.7-7 IFAM316L 空心球结构，其中左图为
计算机 X 射线层析照相分析图
(courtesy IFAM, Dept. of Powder Metallurgy and
Composite Materials, Dreden)

2.7.3 实体成型：无芯法

2.7.3.1 金属粉末及纤维的烧结

采用烧结颗粒制取的多孔金属在功能应用领域已得到广泛应用。有关普通烧结金属粉末制品和传统工艺的综述可参见文献[21]。主要的工艺过程为粉末的筛选、模压、烧结。常见的可大批量生产的材料有青铜、不锈钢、钛及镍基合金。所生产构件的相对密度取决于颗粒形态和填充密度，最低可达 0.4，但通常相对密度较高（0.8~0.6），孔尺寸为 0.5~200 μm 。

采用长径比大的颗粒，如金属纤维，可容易地获得更小的相对密度。相对密度取决于长径比和工艺方法，0.01 的相对密度也是可以实现的。

用束拉（bundle drawing）技术可生产微米级直径的细纤维^[22]。许多抗蚀耐热合金都可用于纤维的制备：如 316 和 302 型、Inconel 601、FeCr 合金、Hastalloy X、Ni-Cr 合金及某些钛合金。束拉纤维的直径可达几个微米。

采用断碎的纤维或短纤维，经编织及随后的烧结，可获得刚性结构的多孔材料。这种结构的平均孔径可达几个微米，可根据应用情况进行调整。结构的相对密度通常为 0.35~0.1，也可能更小。

还有一些其他制备纤维的机械工艺技术，如线、箔或棒的切削加工。这些纤

维具有不规则的横截面,或呈三角形,或呈长方形,并有一定的表面粗糙度,等效直径为 $25\sim 100\mu\text{m}$ 。通过引入振动,可对刨削方法进行改进,振动可使纤维横截面更为均匀^[23]。

用熔体抽取技术可直接从熔体制取短纤维,并克服了机械方法制备纤维受材料种类限制的不足^[24,25]。用金属间化合物如 Ni_3Al ^[26] 和 FeAl 以及其他许多黑色和有色金属合金都已制备出高孔隙的烧结多孔结构。纤维的有效直径为 $50\sim 150\mu\text{m}$,长度 $3\sim 25\text{mm}$,最终结构的相对密度为 $0.5\sim 0.03$ (见图 2.7-8)。

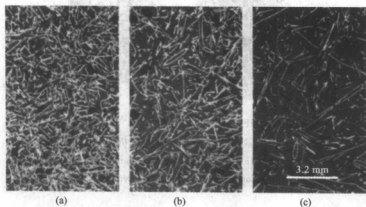


图 2.7-8 熔体抽取 $\text{FeCrAl}_{23.15}$ 短纤维的烧结结构横截面图

(a)、(b)、(c) 相对密度分别为 0.3, 0.2, 0.1

(courtesy IFAM, Dept. of Powder Metallurgy and Composite Materials, Dresden)

2.7.3.2 特殊烧结法

在一般的粉末冶金烧结过程中,气孔是不希望形成的。关于气孔形成的原因可以用理论进行解释,它是由各种不同的物理现象所导致的,其中一些效应可用来产生大量的孔隙并制备多孔金属。

早期的例子利用了所谓的 Kirkendall 效应即在高扩散的组元中形成扩散偶孔^[27]。

Aldinger^[28]已估算出用 Kirkendall 效应制备多孔结构可能的极限情况。用涂覆颗粒可获得多孔结构,其颗粒芯为高扩散性组元,然后进行涂覆颗粒的压制和烧结。用涂覆镍和钴的钨粉进行了实验,体积最大可增加 262%,多孔结构的绝对密度为 $0.47\text{g}/\text{cm}^3$,相对密度约为 0.2。

依据初始粉末的尺寸和涂覆层的厚度获得的结构呈闭孔形态,其孔直径为 $50\sim 100\mu\text{m}$,壁厚约 $10\mu\text{m}$ 。理论分析表明,在理想条件下,可获得的相对密度非常小。但事实上,相对密度还受其他因素的限制,如颗粒涂层的不完全或不均匀等。

在反应烧结中,为提高可烧结性及降低成本,可用纯组分粉末替代预合金粉末。特别值得注意的是,在金属间化合物体系中,烧结件在一定的工艺条件下会发生不期望的膨胀。有关 Ti-Al 系中,不同机理导致膨胀的一般热处理方法可参见文献 [29]。

Knüwer 利用膨胀效应制备出了开孔结构的 $\text{FeAl}^{[30]}$, 据报道相对密度可低达 0.5。

与利用 Kirkendall 效应得到的孔形态相比,用膨胀效应制备的结构表现出了独特的开孔特征。由于膨胀过程中发生的各种不同效应,产生了微观的和宏观的开口孔隙(见图 2.7-9)。宏观孔隙尺寸与原始颗粒尺寸相当,通常为 $50 \sim 150 \mu\text{m}$ 。微观孔隙尺寸取决于生成的金属间化合物相的大小,通常比宏观孔隙尺寸小 1~2 个数量级。

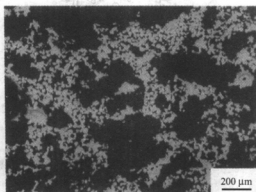


图 2.7-9 用粉末混合物制备的多孔 TiAl_3 结构,
大孔与原始的 Al 颗粒相对应
(courtesy IFAM, Dept. of Powder Metallurgy and
Composite Materials, Dresden)

2.7.3.3 固态发泡法

Kearns 等人首先描述了固态发泡工艺: Ar 和金属粉的混合物进行热等静压处理,获得的坯料在高温和大气压下膨胀,从而在金属中产生了孔隙^[31]。

利用这个原理,最近制备出了 TiAlV64 夹芯构件^[32],它是由 TiAlV64 粉末封装进由相同材料做成的罐中而制得的。经 HIP 后,将获得的坯进行等温锻造或轧制形成板材,随后,进行膨胀退火处理(温度 $> 0.67 T_m$, 时间 $4 \sim 48 \text{h}$)便得到了多孔芯(见图 2.7-10)。

这种方法被称为低密度芯(LDC)工艺,是利用坯料内部气孔压力导致缓慢膨胀以获得孔隙的方法。Queheillalt 等人已对孔形成动力学和孔形态演变进行了

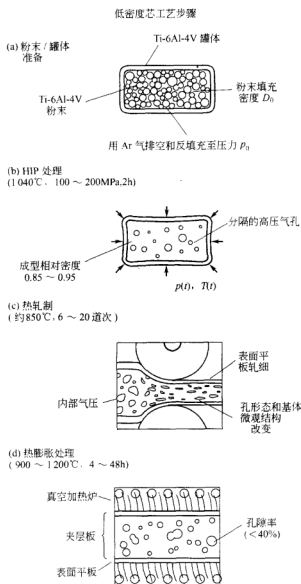


图 2.7-10 LDC 工艺图

(courtesy IPML, University of Virginia, Charlottesville)

全面的分析^[33]。芯部区域所产生的孔基本上是相互独立的，孔直径为 10 ~ 100 μm ，相对密度为 0.65 ~ 0.5。该工艺的一大优点是可生产很大的板材（可达 2 000mm × 1 200mm × 4mm）。

另外一种稍有区别的方法，是利用同素异形材料中发现的相变超塑性现象来获得多孔结构^[34]。在同素异形转变温度范围内同素异形转变的错配及内在孔的

存在,导致了内应力的偏应力作用下的所有晶粒的相变超塑性。超塑性有利于结构的膨胀,因此,短时间的热循环处理可替代长时间的膨胀退火处理。

2.7.3.4 粉浆发泡法

关于粉浆发泡工艺仅有少许的报道。由于所获得的材料结构强度很低,目前研究工作尚未获得成功。按 Banbart 等人的报道,将含发泡剂的金属粉浆倒入模具中,因发泡剂的分解而获得发泡材料^[2]。保证所产生的液态泡沫的稳定性是很重要的,可通过加入能发生聚合反应的稳定剂来实现^[1]。发泡以后,通过加热除去有机物,随后烧结。据报道材料的相对密度可达 0.05^[35]。

2.7.4 实体成型:失芯法

2.7.4.1 粉末冶金填料法

在粉末冶金中使用填料(造孔剂)是产生不同孔尺寸的众所周知的技术,得到的相对密度可小于 0.4。填料与金属粉末的混合,取决于产品的最终形状要求。混合粉体的成型方法有模压、挤压和轧制。

这些方法的一个共同难点在于都需从构件中去除大量的有机或无机填料。用尿素可解决这个问题,因尿素在 200℃ 以下可用热方法除去。用这种方法已制备出了不锈钢 316L、镍基超合金及钛(图 2.7-11)的多孔结构(见 2.3 节)^[36,37]。

孔尺寸一般为几百微米到几个毫米,相对密度 0.4~0.2。

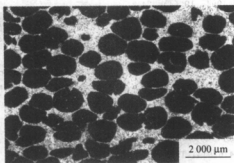


图 2.7-11 用填料法制得的相对密度为 0.3 的钛样品

(courtesy Research Centre Jülich, Institute
for Materials and Processes in Energy System)

2.7.4.2 沉积法

沉积技术需要一种可使金属沉积的基底材料,最常见的是聚合物(聚氨酯)

泡沫。为保证金属流体对泡沫结构的渗流性,须采用热物理振荡处理除去残留膜。沉积以后,用热方法或化学方法除去基底材料。

如果金属以离子态沉积(电镀或化学镀),必须对基底材料进行预处理,以保证电导率或化学镀时基底结构表面有足够的粗糙度。

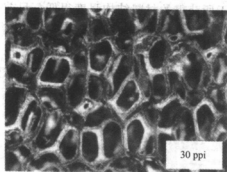


图 2.7-12 EB-DVD 法制得的 Inconel 625 结构, 相对密度 0.01 (courtesy IPML, University of Virginia, Charlottesville)

可选择材料仅限于镍、镍-铬、银、铜和锡。结构的相对密度小于 0.1, 平均孔径从 $400\mu\text{m}$ 到几个毫米。

为克服材料选择的限制,可使金属由气态而沉积。加拿大 Inco Ltd. 生产的 INCOFOAM 镍泡沫,就是用化学气相沉积法批量生产的例子。这个领域的最新发展是电子束直接气相沉积(EB-DVD),用该方法可使 Inconel 合金 625 蒸发沉积到开孔的网状结构上^[38](见图 2.7-12)。EB-DVD 技术将电子束枪和成分可控的惰性气体载流喷射器相结合,借助高速沉积($>10\mu\text{m}/\text{min}$)而产生较

厚的沉积层,解决了目前气相沉积法的高成本问题。

参 考 文 献

- 1 V. Shapovalov, MRS Bull. 1994, 19 (4), 24
- 2 J. Banhart, J. Baumeister, in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 121
- 3 D. J. Sypeck, P. A. Parrish, H. N. G. Wadley in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 205
- 4 J. M. Beggs, T. G. Wang, D. D. Elleman, US Patent 4344787, 1982
- 5 C. P. Ashdown, J. G. Bewley, G. B. Kenney, US Patent 5024695, 1991
- 6 G. D. Cremer, US Patent 4162914, 1979
- 7 L. B. Torobin, US Patent 4671909, 1987
- 8 K. M. Hurysz, J. L. Clark, A. R. Nagel, C. U. Hardwicke, K. J. Lee, J. K. Cochran, T. H. Sanders in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 191
- 9 J. L. Clark, K. M. Hurysz, K. J. Lee, J. K. Cochran, T. H. Sanders in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 171
- 10 H. Danning, S. Strobl, R. Gärtenhofer in Proc. PM '98; Powder Metall. World Congress Exhib., Grenada, V. Arnhold, A. Romero (eds), EPMA, Shrewsbury, Vol. 1, 1998, p. 185

- 11 S. Strobl, M. Kupkova, H. Danninger, M. Kupka, E. Dudrova, L. Kovac, R. Gärtenhofer in Proc. Int. Conf. FRACTOGRAPHY 2000, Slovak Republic, L. Parilak (ed.), IMR SAS Kosice, 2000, p. 446
- 12 M. Jäckel, German Patent 3210770, 1982
- 13 A. Rousset, J. P. Bonino, Y. Blottiere, C. Rossignol, French Patent 8707440, 1987
- 14 Product data sheet, MECAPROTEC Industries, Muret, France, 1998
- 15 M. Jaeckel, H. Smigilski, German Patent 3724156, 1987
- 16 O. Andersen, L. Schneider, G. Stephani, Ingenieur-Werkstoffe 1998, 7 (4), 36
- 17 U. Waag, L. Schneider, P. Löthman, G. Stephani, Metal Powder Rep. 2000, 55 (1), 31
- 18 G. Stephani, U. Waag, P. Löthman, O. Andersen, L. Schneider, F. Bretschneider, H. Schneidereit in Advances in Powder Metallurgy Q Particulate Materials, Proc. 2000 World Congress Powder Metall. Particulate Mater. MPF, Princeton 2000, p. 12~119
- 19 O. Andersen, U. Waag, L. Schneider, G. Stephani, B. Kieback, Adv. Eng. Mater. 2000, 2 (4), 192
- 20 L. Schneider, U. Waag, P. Löthman in Proc. 2000 Powder Metall World Congress, p. 510
- 21 W. Schatt, K. P. Wieters, Powder Metallurgy: Processing and Materials, EPMA, Shrewsbury 1997, p. 344
- 22 J. A. Roberts in Handbook of Fillers and Reinforcements for Plastics, H. S. Katz, J. V. Milewski (eds), Van Nostrand Reinhold, New York 1978, p. 579
- 23 R. De Bruyne, I. Lefever, J. Saelens, J. Vandamme in Advances in Powder Metallurgy Q Particulate Materials, Proc. 1996 World Congress on Powder Metall. Particulate Mater., MPF, Princeton 1996, p. 16~99
- 24 G. Lotze, G. Stephani, W. Löser, H. Fiedler, Mater. Sci. Eng. A 1991, 133, 680
- 25 O. Andersen, G. Stephani, Metal Powder Rep. 1999, 54 (7/8), 30
- 26 S. Steigert, Z. Li, O. Andersen, G. Stephani, T. Schrooten in Proc. Materials Week 2000 (<http://www.materialsweek.org/proceedings/index.htm>)
- 27 A. D. Smigelskas, E. O. Kirkendall, Trans. AIM 1947, 171, 130
- 28 F. Aldinger, Acta Met. 1974, 22, 923
- 29 A. Böhm, B. Kieback, Z. Metallkd. 1998, 89 (2), 90
- 30 M. Knüwer, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 203
- 31 M. W. Kearns, P. A. Blenkinsop, A. C. Barber, T. W. Farthing, Int. J. Powder Metall. 1988, 24 (1), 59
- 32 D. S. Schwartz, D. S. Shih, R. J. Lederich, R. L. Martin, D. A. Deuser in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 225
- 33 D. T. Queheillalt, B. W. Choi, D. S. Schwartz, H. N. G. Wadley, Metall. Mater. Trans. A 2000, 31, 261
- 34 D. C. Dunand, J. Teisen in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 231
- 35 S. B. Kulkarni, P. Ramakrishnan, Int. J. Powder Metall. 1973, 9 (1), 41
- 36 M. Bram, C. Stiller, H. P. Buchkremer, D. Stöver, H. Baur, Adv. Eng. Mater. 2000, 2 (4), 196
- 37 G. Rausch, T. Hartwig, M. Weber, O. Schulz, Materialwiss. Werkstofftech. 2000, 31 (6), 412
- 38 D. T. Queheillalt, D. D. Hass, D. J. Sypek, H. N. G. Wadley, J. Mater. Res. 2001, 16 (4), 1028

第3章 多孔泡沫金属的后处理

F. Simancik

新材料的实际应用,要求有合适的技术以满足机加工、成型、表面涂覆或焊接等要求。虽已有许多关于多孔金属的制备及其力学性能、物理性能的文献,但有关其后处理的报道却十分有限。毫无疑问,多孔金属的一些特性需要有专门的成型和制备方法来处理:

- ① 结构易变形(难成型,难机加工);
- ② 高的拉伸敏感性(难成型);
- ③ 孔壁和表面有缺陷(难涂覆);
- ④ 外表面氧化物(难涂覆,难钎焊,难焊接);
- ⑤ 含有稳定的陶瓷微粒相(难机加工)。

金属泡沫通常在型模中发泡成近终型构件,因此多孔构件的表面常覆盖有密实的表层。然而,这种表层中却含有各种缺陷,如小孔或显微裂纹,所以并非是完全致密的。表层可明显地改善泡沫构件的性能和外观,所以是不希望去除的,此外,去除表层的费用也较昂贵。

还有其他一些用各种预制块或填料制备的多孔金属(凝固后必须除去预制块或填料),它们都具有开孔结构,但无表皮层。显然,这两种结构的后处理是不同的。

(1) 机加工

净成型泡沫的机加工会破坏较致密的表皮层,将孔的内部结构显露出来,因此在设计时应尽可能地避免采用机加工。然而,即使精心设计的构件也需要进行切削、钻孔等。理论上,多孔金属可用所有传统的方法进行机加工,但要得到高质量的表面,其加工成本比传统材料要高得多。如果构件中含有用于稳定泡沫的陶瓷颗粒,则必须考虑到机加工工具的过量磨损,特别是含 SiC 颗粒的泡沫更是如此。传统的机加工会使塑性合金的薄孔壁弯曲以及脆性合金的薄孔壁断裂。孔壁在最弱点的弯曲或断裂并不常在切削面内发生,这就导致了切削表面质量差和精度低。材料的高孔隙率和低热导率使热量不能有效地传到外界环境中而快速冷却,切削面精度和质量明显地受薄孔壁的局部熔化和切削工具黏结的影响。但另一方面,孔壁的熔化和弯曲可在一定程度上强化切削面(弯曲孔壁被压入表面孔洞,从而增加表面密度)。

如果要获得高精度和高质量的机加工表面,就不能使用传统的机加工方法。电火花切割加工已被证明是最合适的,因为它可以避免机械作用对孔壁所造成的弯曲和破坏。加工时切削面材料可被燃烧掉,获得清洁的切削面(无材料压入表面孔洞)和良好的尺寸精度。多孔材料的电切割加工速度明显比致密材料高。这种工艺的主要缺点是需要使用绝缘流体,而绝缘流体会渗入多孔结构中,加工后需通过燃烧去除,这会造成环境的污染。但如要求简单,电切割加工可在水中进行,这样可克服上述缺点。另外,还可使用含磨料的高压水柱对多孔金属进行精确切削,切削面的质量明显比传统带锯切削效果好(不发生孔壁弯曲)。但随着切削速度和板材厚度的增加,由于水柱的分散,切削面的底边质量将会降低。同样的情况在等离子或激光切削中也会发生。

因为发泡体构件的最终形状取决于模具,所以通常不需成型加工。实际应用的多为平板,但板的弯曲和轧制有时也是不可避免的,在弯曲过程中,受拉伸表面产生裂纹,然后迅速扩展至整个截面。在不被破坏的前提下,板能达到的弯曲变形程度受限于薄表皮层的塑性和板的厚度(在弯曲半径一定的条件下,随板厚增加,试样受拉伸部位的变形增加)。因而只有塑性合金泡沫板材在高温下才能弯曲(见3.1节)。

(2) 表面涂覆

金属的表面涂覆同样适用于多孔材料,但必须考虑多孔结构的润湿性,因其明显地限制了浸泡构件的表面处理工艺(酸洗、阳极处理等)。泡沫铝可像铝一样地进行阳极处理,为避免腐蚀,需将处理后泡沫结构中的电解质去除。表皮的微孔洞,有利于黏性涂料的涂覆。但烘焙涂料会形成气泡(表面涂料起泡),因为孔洞中的气体膨胀并试图从表面微裂纹中逸出。所以,需要留有一些不涂覆的区域以使泡沫在温度变化时能够“呼吸”。如果泡沫必须完全密封,涂覆工艺应在真空中进行,直到涂层完全凝固为止。

(3) 连接

多孔金属在实际应用中往往需要连接。多孔金属结构的连接与木材相似,木材构件的连接方法,特别是胶粘和螺栓连接也可用于多孔金属。此外,金属件的连接方法如熔焊和钎焊也可用于多孔金属构件的连接。

用螺栓连接多孔金属件简单、快速、灵活、成本低,且连接后易拆开。连接强度主要取决于泡沫密度和孔尺寸,如泡沫自身带有表皮层则可提高连接强度。细小孔结构泡沫可获得更高的连接强度(细小孔洞为螺栓连接提供了大的连接表面)。如果在连接孔中填入合适的黏结剂,还可明显提高连接强度。

(4) 硬钎焊和软钎焊

目前,对金属泡沫的钎焊仍有争议。金属表面总是覆盖有各种不同的氧化物,氧化物的性质取决于所使用的合金。氧化物会妨碍硬钎焊或软钎焊的进行,

所以在焊接前或焊接时必须去除,操作中可以用机械的(刮削)或化学的(用钎剂)方法去除氧化物。氧化物刮削通常应在熔融的焊料层保护下进行,以免氧化的重复发生。然而,这样的方法不仅劳动强度大、要求具备熟练的技术工人,而且成本高。由于焊料对连接点附近基体合金强度存在负面影响,焊接点的强度通常比泡沫试样本身的拉伸强度低。钎焊剂仅可用于表层密实的泡沫,否则可能会渗进多孔结构中,如不能完全从孔洞中除去,会增加随后的腐蚀性。由于小裂纹总出现在泡沫表面,可用钎焊剂预处理表面钎焊的方法连接泡沫夹心构件。对于无表皮层的泡沫,则采用无钎剂焊接,但连接强度明显比具有表层的试样低(刮削方法不能将氧化物从开孔结构的表面完全除去)。

(5) 黏结剂连接

所有用于粘接孔壁材料的黏结剂均可用于粘接金属泡沫。这种连接方法快速、简单易行,连接强度可超过基体泡沫结构强度。因为简单灵活,黏结剂连接还可作为永久性连接的预备工序。

然而,黏结剂连接也有热稳定性低的缺点。由于黏结剂和粘接材料的热膨胀系数不同,黏结剂的失效导致粘接强度降低,其中有些还会形成隔离层(隔热、绝缘)。另外,如果要将无表皮的泡沫粘接在一起,由于连接表面的明显增大,因此需要消耗更多的黏结剂(重量和成本增加)。

(6) 焊接

假如孔壁材料具有良好的可焊性,金属泡沫还可进行焊接。焊接是一种很有前景的连接技术,但该技术实际应用的成本仍然较高,还有待进一步的发展。焊接的问题主要是表皮层的厚度小且不均匀。通过连接点的热量控制可在一定程度上克服这个问题,如采用激光焊接等。如果用可发泡材料作为填充材料,可获得良好的连接性。焊接与发泡填充材料的结合是一种修复发泡构件的方法。

另外一种连接多孔金属的方法是使用组合泡沫,组合泡沫中含有实体材料内置部件,因而,在发泡过程中,通过扩散使内置部件与泡沫连接在一起,这些部件成为了连接泡沫的配对构件。如果发泡前已知连接位置,则可将内置部件预先放入连接位置[图3-1(a)]。也可将实体板材连接到泡沫表面以形成大的接触面

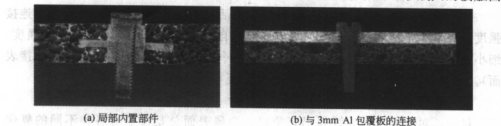


图3-1 实体铝部件通过扩散与 AISi12 泡沫的连接

积 [图 3-1 (b)]。考虑到腐蚀和热膨胀等因素, 内置部件材料与泡沫孔壁合金应相容。内置部件应精确定位并适当固定, 以免发泡过程中因泡沫的移动而错位, 但这将使发泡工艺成本增加。如果使用各种包覆板, 在发泡过程中通过扩散与泡沫连接可降低成本且提高了内置部件的灵活性。另外, 应考虑到由此引起的总重量的增加。

参 考 文 献

- 1 H. P. Degsicher, A. Kottar, "On the Nondestructive Testing of Metal Foams" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 213
- 2 O. B. Olurin, N. A. Fleck, M. F. Ashby, J. Mater. Sci, 2000, 35, 1079. [Joining using wood screws.]
- 3 K. J. Matthes, H. Lang, Metallschäume, Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 558. [Soldering of foams.]
- 4 C. Born, H. Kuckert, G. Wagner, D. Eifler, Metallschäume, Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 547. [Ultrasound soldering.]
- 5 R. Neugebauer, T. H. Hipke, in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), Materials Research Society Proceedings, Vol. 521, Warrendale, Pennsylvania, USA, 1998, p. 265. [Water jet cutting, joining.]

3.1 成型、机加工和涂覆

M. C. Hahn, R. Braune 和 A. Otto

多孔金属是一种新型材料, 具有低密度及特殊的物理、力学、热电和声学性能, 使其在轻型构件、能量吸收、传热和隔热等方面有着潜在的应用价值^[1]。为使其独特的材料性能得到利用, 必须将多孔金属进行加工并制成各种结构件, 相关的加工技术简述如下。

3.1.1 高温成型

目前, 已可用熔体、沉积和固态法制备多孔金属。由于密度、刚度和能量吸收等特性, 多孔金属具有很好的使用价值, 但其潜在价值受成型或加工的限制。3D 结构及复合构件除需成型外, 还应具备相关的连接技术。

3.1.1.1 发泡成型过程中的特殊问题

正如 3.3 节所述, 目前, 用轧制发泡半成品制成的多孔铝芯可制造 3D 复合材料。这种方法是粉末致密化发泡技术为基础, 成本很高。相比而言, 熔体法制造的泡沫要便宜得多, 但发泡多孔金属的成型又成为了问题。在室温下成型, 会导致变形区内的结构断裂或孔坍塌, 局部应力和应变集中使多孔结构中最脆弱

的部位遭到破坏^[2]。

高温有利于金属泡沫的成型，且不破坏金属泡沫结构。高温降低了泡沫的屈服应力，减小了变形限制，从而使变形易于进行。另外，可利用弛豫变形使局部应力集中减少。详细的工艺将在下面介绍。

3.1.1.2 制备铝泡沫芯 3D 复合材料的工艺

图 3.1-1 是用泡沫铝芯制备 3D 复合材料的工艺过程。首先将夹芯板的面板成型，通过随后的成型和连接工艺将面板与多孔泡沫芯结合为一个整体，最终得到复杂的近终型复合构件。

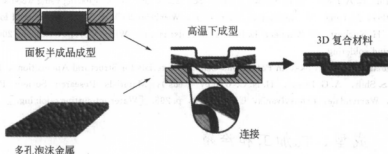


图 3.1-1 工艺过程^[3]

铝泡沫可在固相线温度附近成型。作为示例，图 3.1-2 表示出了 Al-Si 相图的泡沫成型区和用 AlSi12 合金制造的工件。

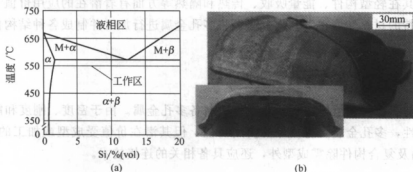


图 3.1-2 (a) Al-Si 相图中的泡沫成型区^[3]；(b) 在钢模中成型的工件

图 3.1-2 是在固相线温度下用钢模成型的构件。此时，成型作用力为重力，模具形状易于复制（包括模具表面的波纹），但开始时温度难以控制，局部的高应力会导致边缘接触区的孔坍塌。

3.1.1.3 材料在固相线温度下的行为

固相线温度附近的材料行为对不同泡沫金属的成型是很重要的。

除合金成分外，生产工艺也会影响材料的行为。用粉末致密化发泡技术生产的材料有表皮层，它会因阻碍炉膛内热气体进入泡沫而阻碍热量的传输。由熔体生产材料表面大多为开孔，且由于表面积大，热量进入材料的速度加快，可较快地达到高温成型所需的温度。

另一个重要的因素是发泡剂。达到固相线温度以前，金属泡沫的孔结构不会出现永久性的变化，但在达到固相线温度时，由于超过了 TiH_2 的分解温度，合金开始熔化，生产过程中残留的 TiH_2 放出的 H_2 导致用 TiH_2 作发泡剂生产的泡沫在孔壁内会形成新孔。孔结构随温度升高而发生变化，超过固相线温度，还可能出现孔的合并 [图 3.1-3 (a)]。用气体注入熔体法生产的泡沫就没有这种现象，即使在固相线温度以上，孔结构仍能保持稳定 [如图 3.1-3 (b) 所示]。

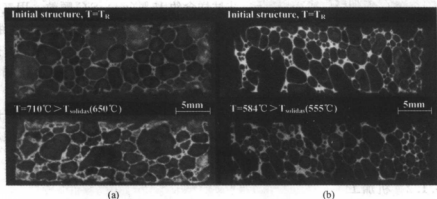


图 3.1-3 TiH_2 发泡泡沫 (a) 和气体注入泡沫 (b)；

温度和发泡剂对孔结构的影响

因此，高温成型应在泡沫铝的固相线温度以下进行，以避免可能的孔合并而导致的构件强度降低。

3.1.1.4 高温下多孔泡沫金属的成型

温度是成型过程中的重要影响因素。对 TiH_2 发泡的泡沫铝结构件进行成型加工，加工温度必须保持在固相线温度以下，以免破坏孔结构。成型加工过程的主要因素是成型力，在临界温度以上加工，成型过程难以控制，即使很小的成型力也会对多孔结构造成破坏。因此，温度的控制相当重要，一方面，必须提高温度以减小屈服应力，这有利于成型加工，但另一方面又不能超过固相线温度。

通过气体注入法生产的泡沫，通常都使用了颗粒稳定剂，在固相线温度以上表现出了不同的行为。颗粒如 SiC 的存在，提高了泡沫的黏性^[4]，即使在上述温度范围内也可保持结构的稳定（即颗粒有稳定铝基体和多孔结构的作用）。在固相线温度以上，材料开始熔化成半固态，此时温度的作用非常明显，屈服变形力进一步减小。固相线温度主要取决于泡沫合金本身。除温度外，成型时间也是一个重要因素，因为成型过程和扩散过程与时间有关。成型过程持续越久，最终的弯曲角也越大。此外，在成型速度较低时，可降低成型偏差，具有良好的可再现性。

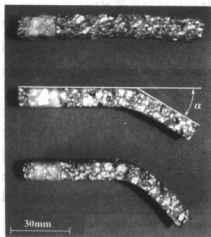


图 3.1-4 泡沫铝高温弯曲成型

图 3.1-4 是泡沫铝高温成型的图例。泡沫试样含约 15% (wt) SiC 颗粒，用气体注入法制备获得。在成型力不变的条件下，将泡沫分别加热到固相线以上 5°C（上图）、10°C（中图）和 15°C（下图）进行弯曲，此时的成型力是弯曲部分的重力。如图所见，材料可在孔结构不坍塌的情况下成型，并获得了相当大的弯曲角。

非原位气体发泡泡沫的成型温度范围较宽，工艺的适应性较广。与 TiH_2 发泡材料相比，这种材料很适合于用高温成型的工艺方法制备，而 TiH_2 发泡材料的成型工艺受到的制约较多。

3.1.2 机加工

传统的切削和机加工技术，如锯、磨或钻孔等，都能用于金属泡沫，但会导致表面的扭曲变形或破坏^[5]。然而，对大多数要求应用机加工的金属泡沫而言，采用传统方法已经足够^[6,7]。

泡沫的精密切削，建议采用电切削加工（EDM）、化学碾磨、水射流切削、高速切削、钻石锯等方法^[5]。特别是制备金属泡沫测试试样时，精密切削可避免由于孔的破坏而影响试样性能的情况发生。

金属泡沫的多孔结构，使其机加工具有一定特殊性。应根据对切削面的质量要求选择合适的加工技术。如切削含 SiC 硬颗粒的金属泡沫，需采用钻石切削工具。

3.1.3 涂覆

金属泡沫的性能特点，决定了其在轻型构件方面的潜在应用。表面开孔的泡

沫因为其机械强度相对较低,且难以和其他构件连接,目前几乎还没有得到实际的应用,所以金属泡沫还不完全适于结构应用^[8]。为进一步提高泡沫的刚度和强度,常通过轧制或粘接将其与面板结合形成复合结构。金属泡沫经过切削后露出了开孔和粗糙的表面,易造成局部的破坏^[5]。泡沫表面可用环氧树脂或其他树脂填充,或者泡沫表面本身就带有表层,这样的表面可用传统方法进行涂覆处理。涂覆加工很大程度上仅限于平整表面,不适于形状复杂的构件。但采用热喷涂技术,几乎可生产任何形状的泡沫-喷涂-沉积复合材料,与粘接复合材料^[9]相比,其优点是使用温度高和可回收。

3.1.3.1 热喷涂涂层的力学性能

热喷涂是利用熔化的粉末或线材实现的一种表面技术。通过气体喷射将熔化的材料加速并输送到需要涂覆的表面上(图3.1-5)。熔化材料的能源可以是电弧或惰性气体等离子。喷涂材料可以是金属、陶瓷或塑料。

由于在材料的结构上存在差异,热喷涂涂层的力学性能和实体材料不同。热喷涂涂层是各向异性的片层状结构。在熔体颗粒的快速冷却过程中,会产生残余应力。残余应力、杂质或脆性相(如层内氧化物)使片层在载荷作用下产生滑移。因此,涂层的强度通常低于实体材料^[8]。

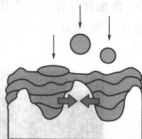


图 3.1-5 喷射沉积示意图^[8]

有一些方法可用于改善涂层的力学性能。通过预热基底材料,降低冷却速率,可减小由热梯度引起的收缩应力。用惰性气体代替压缩空气喷射,可减小涂层中脆性相的比例。另外,采用特殊的热处理也可明显改善涂层的性能。如扩散使涂层和基底材料之间获得冶金结合,增加了涂层及涂层内各片层间的结合力^[8]。

泡沫芯与涂层间的界面层对复合材料的性能会产生重要影响。界面层的作用在于传递剪应力,如果喷射涂层间的结合力不够,剪应力会使其分离。另外,界面层的裂纹扩展会使涂层脱落,并导致整个构件的破坏。所以,在选择沉积材料时,必须考虑到高比强度和良好的喷涂性能,以得到最佳的结合性能。

3.1.3.2 泡沫涂覆的困难

为得到能在泡沫芯和喷射涂层间传递剪应力的稳定界面层,必须使喷射颗粒与基底材料紧密结合。为达到这一目的,需要进行预处理提高待涂覆表面的粗糙度和表面活性。通常采用的方法是喷砂处理^[8]。

目前用粉末冶金法制取的泡沫具有薄而光滑的表面。该表面在喷砂过程中常

被破坏,露出下面的孔。因此,需要用更合适的方法对泡沫表面进行处理,因为喷涂过程不能将开孔填充和形成新的平整面。较合适的方法是微粒喷吹,即用低压和直径小于 $100\mu\text{m}$ 的颗粒对泡沫进行喷吹。尽管相关工艺参数尚未完全得到,但微粒喷吹处理技术的最初结果很令人满意。

3.1.3.3 泡沫金属热喷涂复合材料

目前,泡沫铝可采用电弧喷涂进行处理。将线材放入喷枪的强电场中,产生的电弧使线材熔化,然后由加速气体将熔化颗粒喷到基底上。该方法由于工艺简单、成本低,已广泛用于工业生产中^[8]。但用压缩空气作加速气体会对涂层的成型产生不利的影响,因为在涂层中会出现氧化物。此外,商用线材一般都是针对高抗腐蚀性能而开发的,对金属泡沫的强度和力学性能似乎并没有太多的关注。用 N_2 作加速气体,与采用压缩空气时相比,可明显改善涂层的成型过程,使氧化物含量明显降低(见图 3.1-6)。该工艺的重要参数有喷射距离、气压和电弧能。

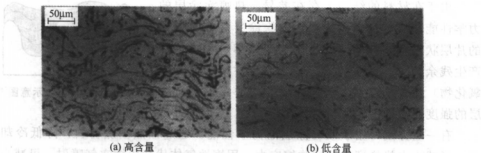


图 3.1-6 不同含量的 NiAl_5 氧化物涂层^[8]

常见喷涂材料有 AlSi6 和 NiAl_5 。 AlSi6 常用来修复损坏的铝构件,并具有良好的比强度和硬度。另外,热处理的采用改善层间结合性能,同时也会降低涂层的力学性能。 NiAl_5 以其优良的黏附性成为了典型的喷涂材料。 NiAl_5 易于喷涂,当与惰性气体一起使用时,可促进涂层的形成同时降低氧化物的含量。热处理减小了残余应力,并使喷射涂层的硬度下降程度减小。 NiAl_5 的缺点是密度高于铝合金。易凝固的高延伸率拉拔铝合金 (highly tensile solidifiable aluminum alloys) 喷涂材料是目前研究的课题之一^[8]。

另一种比电弧喷涂更复杂的喷涂技术是等离子喷涂,可生产出更好的涂层(图 3.1-7)。将喷涂粉末注入惰性气体等离子体中,然后加热并沿喷射方向加速。以 AlSi30 粉末作为喷涂材料,选择适合工艺参数,喷涂后可形成硬度较高的涂层。有关这些涂层的热处理和其他力学性能尚在研究中。

热喷涂是生产金属泡沫芯复合材料的一种合适且灵活的方法。但有关涂层力

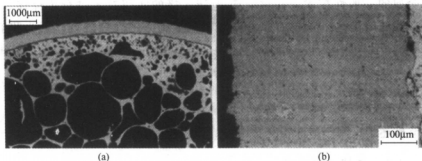


图 3.1-7 铝泡沫上的喷涂层^[a] (a), 等离子喷射沉积层^[a] (b)

学性能的改进和金属泡沫的预处理等都需进一步地研究。

参 考 文 献

- 1 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal Foams; A Design Guide, Butterworth Heinemann, Boston, MA, USA, 2000, Ch. 1
- 2 M. Hahn, A. Otto, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 432~433
- 3 M. Hahn, A. Otto, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 538~540
- 4 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal Foams; A Design Guide, Butterworth Heinemann, Boston, MA, USA, 2000, Ch. 2
- 5 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal Foams; A Design Guide, Butterworth Heinemann, Boston, MA, USA, 2000, Ch. 15
- 6 Shinko Wire. Technical description; ALPORAS, Shinko Wire Co. Ltd., Amagasaki, Japan 1998
- 7 MEPURA. Technical description; Alulight, Metallpulvergesellschaft mbH, Ranshofen, Austria 1996
- 8 M. Maurer, E. Lugscheider, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 523~526

3.2 泡沫铝结构的连接技术

T. Bernard 和 H. W. Bergmann

多孔泡沫铝产品具有良好的实际应用前景。目前,许多研究项目都围绕泡沫结构的表征和力学性能模拟而展开,其他的研究则是致力于降低泡沫金属产品的生产成本。然而,除非具备实用的连接技术,否则是不可能实现泡沫构件的大批量生产和应用的。尽管现已有一些众所周知的工艺可用于生产泡沫-板复合材料,如轧制-包覆等工艺^[1],但用于连接空心挤压异型材的其他连接技术还需进一步地研究开发。

3.2.1 简介

本节将对实用的传统连接技术进行详细的综述。本书的 3.2.2 节总结了适用

于泡沫金属的一般性技术，并对泡沫-泡沫连接的实用技术进行了综述。不过，本书主要关心的是泡沫-板的连接和其在不同载荷下的性能表现，因为我们更感兴趣的是泡沫的结构应用。3.2.3节和3.2.4节分别对连接点的结构和性能进行了阐述。

3.2.2 实用连接技术

本节概述了适用于泡沫铝复合结构的传统连接技术。

3.2.2.1 机械连接元件

实用的机械连接元件有许多，如金属销，以及钉子、螺钉和铆钉等。实验证明仅有几种连接技术的连接强度可近似地达到所用泡沫材料的强度水平^[2]。

仅靠摩擦配合机制连接的钉子，因连接强度太低而无法满足技术应用的要求。

因此，连接件不能仅靠摩擦机制，最好还有形状配合机制。螺钉以及某些类型的铆钉就采用了这种配合机制。木螺钉的应用见文献^[3]。另外，对自攻螺钉已有所研究，这种螺钉的优点是不需另外钻孔。

在将连接元件置入泡沫以前涂上环氧树脂黏结剂可改善连接性能^[4,5]。

用机械方式连接泡沫材料的另一种更好方法是使用组合泡沫构件^[3]，即泡沫构件中含有由实体材料制成的部件。这些部件，例如螺钉套，在发泡过程中与发泡结构连接在一起构成一个整体。然而，内置部件需要精确定位和适当固定，以免发泡过程中由于泡沫的移动而错位。但是，这样做不仅使泡沫构件的重量增加，而且使生产成本也随之增加。

3.2.2.2 黏结剂连接

文献^[6]描述了用黏结剂连接铝泡沫的可行性。这里必须区分各种不同的粘接体系，例如，环氧树脂基的单元系在180℃时约30min内可凝固。这种粘接工艺条件使汽车生产者对环氧树脂产生了很大的兴趣，因为黏结剂可在阴极电喷涂过程中固化，而不需要进一步的加工处理。环氧树脂体系既可作为传统黏结剂，也可作为膨胀黏结剂使用。在大缝隙连接和将泡沫材料与空心挤压型材连接时，使用膨胀黏结剂非常方便。不需要热固化时，可采用室温固化的二元系。将铆接和粘接组合，可十分容易地固定结构中的泡沫体；一定载荷条件下，复合材料的性能还会得到改善。

3.2.2.3 焊接

适合于连接泡沫铝的焊接工艺主要有激光束焊接^[6]和超声波焊接（US）^[7]。

超声波焊接对各种几何形状的连接区域都适用，如从面积为100mm²的正方

形到宽度 1~5mm、长度 500mm 的轧辊缝隙，并可实现直径 18mm 的环形区域的焊接。US 焊接工艺的特征是基于摩擦的固态焊接，而不是真正意义上的把两个部件熔化再连接^[7]。

激光束焊接是一种连接泡沫铝的可行的连接技术^[6]。由于具有栓孔效应和最小热输入等特征，结构的深层部位也可成为焊接区。图 3.2-1 表明了实体材料和泡沫材料焊接时的表面焊接和栓孔焊接机制。

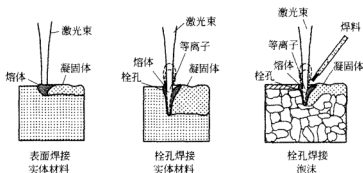


图 3.2-1 激光束焊接中的表面焊接和栓孔焊接

3.2.2.4 软钎焊和硬钎焊

泡沫铝的软钎焊和硬钎焊受氧化层的阻碍，因此在焊接前或焊接过程中要将氧化层去除。去除氧化层的方法有两种：通过刮、刷或超声波使氧化层破坏；或利用钎剂进行处理。但后者若处理不当会造成严重的腐蚀。因此，在焊接后，焊接区要易于清洗，除去钎剂。用钎剂处理的钎焊不适合于泡沫-板材复合材料，因为需要对整个面进行连接。

当用机械法去除表面氧化层时，采用带有铸造表皮的泡沫材料是很有利的，此时的氧化层较易去除。

(1) 软钎焊

各种各样的锡基和锌基焊料已被用于泡沫铝构件的连接。不用钎剂，而仅通过刮削去除氧化层实现可靠连接是可能的。

另一种适用的技术是由 Euromat^[8] 发展起来的 S 连接技术。采用的焊料为 SnAg4Ti (4%)，其熔化温度范围为 220~229℃。S 连接技术是一种无钎剂钎焊工艺，其特点是以机械方式去除熔化焊料周围的氧化层。在钎焊过程中，基底氧化层可被部分地去除，因此在焊料和基底材料间实现了冶金结合。另外，焊料可在基底氧化层下蔓延并使表面完全浸湿。S 连接工艺适用于线材、棒材或箔材的连接，使该工艺成为了一种应用广泛的连接技术。

尽管无钎剂钎焊技术可应用到泡沫铝中，但必须采取一定的防腐蚀措施，因

为锡基和锌基合金与铝的结合可能导致腐蚀问题。

(2) 硬钎焊

硬钎焊（温度大于 450°C ）是一种适用于泡沫铝的焊接技术。尽管硬钎焊可采用无腐蚀性钎剂，但最好进行表面涂覆以防潮湿。硬钎焊更适合于铝基材料，并应在惰性气体中进行。

另一种方法是应用多孔填充材料，如图 3.2-2 所示，这种材料在硬钎焊过程中膨胀^[9]，可避免孔隙率由泡沫结构向实体材料的突然变化。这种填充材料的膨胀温度要足够低，以保证膨胀时多孔材料基体不会发生变形。

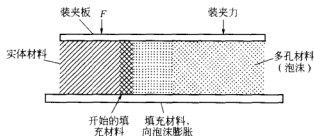


图 3.2-2 应用填充材料，硬钎焊连接泡沫铝和实体铝^[9]

总之，目前已有各种各样的技术可用于泡沫铝构件的连接。然而，从实际应用角度看，每一类工艺技术中仅有一到两个是可行的。表 3.2-1 对各相关连接技术的一些特性进行了总结。

表 3.2-1 连接技术的分类和特征

连接技术	连接形式	连接温度	连接类型	可拆分性
铆接	点接触	室温	机械	—
螺钉连接	点接触	室温	机械	√
黏结剂连接	面接触	室温~ 180°C	黏结剂	—
铆接/黏结剂连接	面/点接触	室温~ 180°C	机械/黏结	—
无钎剂钎焊	面接触	250°C	热	—
激光束焊接	线接触	熔点	热	—

3.2.3 泡沫-泡沫连接

对于泡沫-板复合材料，工业用户的主要要求已基本满足，而泡沫-泡沫的连接仍在研究之中。除激光束焊接外，作者还对表 3.2-1 中提到的所有连接技术都作了可行性研究。文献 [10] 已对泡沫铝的激光束焊接进行了阐述，虽然可用该技术来连接泡沫铝，但还存在一些问题。例如，由于焊接过程中泡沫结构的塌陷，不得不使用大量的填充材料，增加了焊缝处结构的密度。另一个问题是与泡沫结构件的厚度有关，因为泡沫结构的焊接不可能贯穿整个横截面。另外，泡沫

铝的焊接受连接几何形状的限制。迄今为止仅对平接进行了研究,要实现 T 形连接和搭接等其他形状的连接都是非常困难的。相反,多数几何形状的连接都可通过面接触连接来实现。表 3.2-2 中列举了相关的连接技术和连接的几何形状。

表 3.2-2 各种泡沫-泡沫连接技术的可行性

连接技术	平接	T 形连接	搭接
铆接	—	—	✓
螺钉连接	—	✓	✓
黏结剂连接	✓	✓	✓
铆焊/黏结剂	—	—	✓
钎焊	✓	✓	✓
熔焊	✓	受限	受限

3.2.4 泡沫-板连接

接下来主要讨论泡沫-板复合材料的生产工艺^[2,11]。尽管已有了轧制连接这样一些工艺,但还需要对此类工艺技术作进一步的研究。例如泡沫与空心挤压型材的组合技术,或构件的局部刚性技术等。多数情况下,泡沫-板材复合材料只有一个面能利用,因此在选择实用的连接技术时要考虑到这一点。在这种情况下,表 3.2-1 中所列举的连接技术都是可行的。

3.2.4.1 显微结构研究

图 3.2-3 是泡沫-板连接区的显微结构图。

(1) 螺钉连接 [图 3.2-3 (a)]

形状-配合连接不仅可以通过铆钉而且还可通过螺钉来实现。当螺钉旋进时泡沫材料受压,材料填充了螺纹,实现了螺钉的形状-配合连接。然而,连接强度和泡沫材料的密度紧密相关,并随密度的减小而降低。

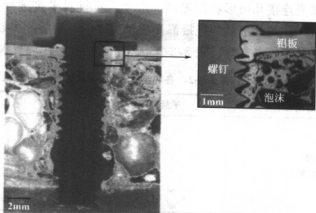
(2) 铆接 [图 3.2-3 (b)]

由于铆钉平滑的表面,因此铆接仅靠铆钉体区域的摩擦-配合机制实现连接,其特性取决于铆钉孔周围泡沫结构中孔棱的数目。正如 3.2.2.1 节所描述的,金属泡沫材料的连接仅靠摩擦-配合机制是不够的,必须配合其他的机制。由图 3.2-3 (b) 可见,通过构件底部直径明显大于钻孔直径的铆钉头,可实现形状-配合连接。

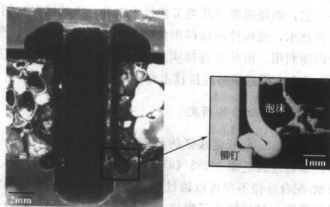
(3) 黏结剂连接 [图 3.2-3 (c)]

黏结剂连接属于材料-配合连接机制,它是通过基底表面和黏结剂间的黏附力实现的连接。好的黏结试样不应在黏结界面处断裂,黏结力应该大于黏结剂或基体本身的内聚力。黏结剂和基体表面之间是靠离子结合或靠极性相互作用而连

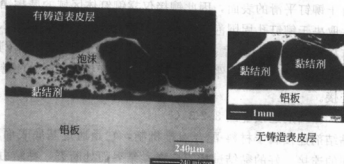
(a) 螺钉连接



(b) 铆接



(c) 黏结剂连接



无铸造表皮层

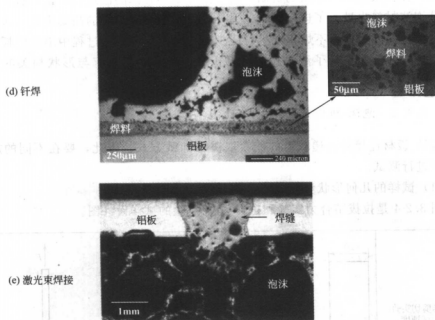


图 3.2-3 泡沫-板连接区的显微结构图

接起来^[12]。黏结剂连接是泡沫金属的一种实用连接技术，与铸造表皮层存在与否无关。在没有铸造表皮层时，直接和板材接触的泡沫面积会明显降低，但低黏度的黏结剂会填充孔隙，表面的损失可通过附加的形状-配合连接机制得到补偿。

(4) 钎焊 [图 3.2-3 (d)]

像黏结剂连接一样，钎焊也是一种面接触连接技术。尽管在泡沫金属表面有大量的氧化层，但如采用 S 连接工艺，在焊料和基底材料之间还是可以形成互扩散区的。对于钎焊，铸造表皮层的存在是有益的。前面已经提到，在无钎剂钎焊工艺中（如 S 连接工艺），连接部件间的相对运动是必须的^[8]。因此，两个面应尽可能地平整，以使基体材料的各个部分都能被浸湿。假如没有铸造表皮层，焊料会流到孔中，但不会像黏结剂黏结的试样那样与孔壁形成材料-配合连接，因为孔隙中熔化的焊料周围的氧化层在部件的相对运动过程中不能完全破裂。因此，连接的区域仅限于孔楔，导致了结构强度的降低。

(5) 激光束焊接 [图 3.2-3 (e)]

用激光束对板和泡沫的连接是基于以下两种连接机制进行的：材料的相关性和形状的相关性。激光热能的输入导致了板材和泡沫表层的熔化，在凝固后形成了金属的连接。这种连接仅存在于熔化的板材和靠近界面处几个熔化的孔结构材

料之间, 栓孔效应是其作用的机制。由于激光束具有深的渗透性, 接近板材表面的部分泡沫材料也进入了连接区域。另外, 由于激光束热能的高集中性, 可保证连接区以外的泡沫材料不熔化或尽可能少熔化。此外, 焊接过程中熔化的板材和填料流进并部分地添满了泡沫孔, 可阻止缝隙的产生且具有与形状相关的连接效果。

3.2.4.2 泡沫-板材连接的力学性能

泡沫-板材连接处传递载荷的能力取决于加载方式。因此, 要在不同的加载条件下进行测试。

(1) 试样的几何形状和测试的参数

图 3.2-4 是拉拔结合力实验和拉伸-剪切实验的试样设计图。

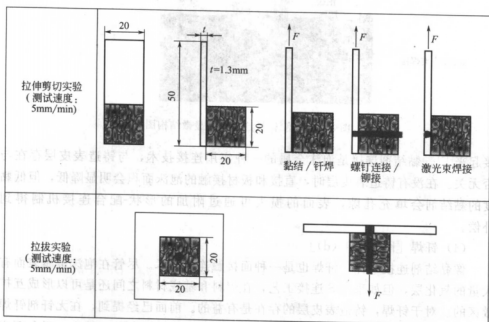


图 3.2-4 拉拔结合力实验和拉伸-剪切实验的试样设计图

根据表 3.2-3 中给定的标准, 选择了弯曲实验中选用的夹层板的几何结构和相应的测试条件。

表 3.2-3 弯曲测试样品的几何尺寸及规范

	尺寸($L \times W \times H$)/mm	测试速度	弯曲距离
四点弯曲实验 DIN 53293	250×25×10	5mm/min	200mm/100mm
三点弯曲实验 DIN 50111	145×25×10	5mm/min	自由距离: 45mm
动态弯曲实验	145×25×10	5.7km/h	105mm

(2) 拉拔结合力实验

对机械连接元件连接的构件可进行拉拔结合力的实验测试。在对传统的连接元件进行初步的调查选择后发现,靠摩擦-配合连接机制连接的所有元件都不适用。尽管体积大的试样其摩擦-配合连接的效果较好^[5],但是对于某些技术应用,例如构件的局部刚化,要求泡沫材料的厚度在 10mm 以下,在这种情况下,孔棱和连接件间的摩擦接触面积不够大,导致了低载荷下的拉裂。图 3.2-5 是利用具有形状-配合连接机制的机械连接元件所测得的特征载荷-变形曲线图。

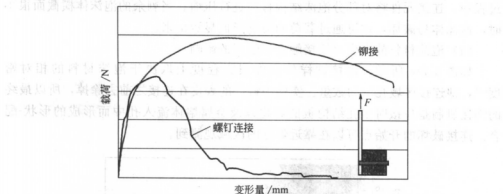


图 3.2-5 在拉伸-剪切载荷作用下螺钉和铆钉连接的载荷-变形曲线图

对于铆接试样,当铆头从直径较小的孔中拔出时会发生较大的变形,这意味着需要大量的变形功。相比之下,若采用螺钉连接,由于螺钉螺纹尖部直径较小,因此,要达到将螺钉拔出所需的最大载荷,并不需要克服太大的变形功。

显然,拉拔载荷取决于泡沫材料的密度。相对密度对最大拉拔载荷 F_p 的影响,呈非线性指数关系,其幂大约为 1.5。

$$F_p = A\rho^{3/2} \quad (1)$$

(3) 拉伸-剪切实验

拉伸-剪切实验作为一种检测连接技术的方法已在表 3.2-1 中列了出来。该连接技术的最大剪切载荷在表 3.2-4 中已给出。

表 3.2-4 连接技术对拉伸-剪切最大载荷的影响

连接方法	最大拉伸剪切载荷/N
铆接	997±91.12
螺钉连接	1 282±130
铆钉/黏结剂	1 548±182
黏结剂连接	2 043±220
无焊剂钎焊	2 112±595
激光焊接	580±116

在点接触连接或面/线接触连接技术中有两种不同的破坏机制作用。激光束焊接和粘接的试样,在靠近连接区的泡沫容易被破坏。因此,在拉伸剪切载荷下,泡沫结构的力学性能将影响构件的行为。这可通过最大载荷作用下泡沫材料的力学性能表现来观察,在承受最大载荷作用后,泡沫材料几乎破裂为碎片。由于连接的面积很小,激光束焊接试样所能承受的最大载荷要比粘接试样的低。因此,破坏载荷的大小很大程度上取决于焊缝数量的多少。

相反,在拉伸-剪切载荷下的铆接试样和螺钉连接试样呈塑性破坏。在变形过程中,连接元件将对部分泡沫结构材料进行压缩。当剩余的泡沫体横截面很小时,泡沫体易破坏,这可通过载荷的突然降低显示出来。

(4) 泡沫材料的密度对线接触连接强度的影响

如图 3.2-6 所示,焊接试样的强度很大程度上取决于泡沫材料的相对密度^[2],即连接区域孔壁的数量。实验中铸件的表皮在连接之前去除掉,所以最终的连接机制是焊接时多孔结构板的熔化以及金属熔体流入孔中而形成的形状-配合。连接破坏的开始点可以在靠近焊缝的区域观测到。

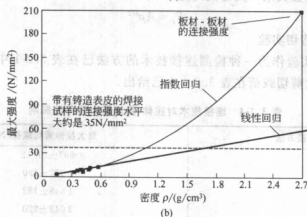
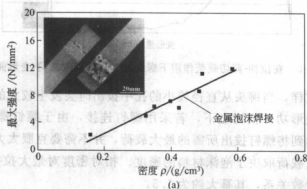


图 3.2-6 泡沫铝的密度对激光束焊接强度的影响

泡沫材料的密度和连接强度间的关系:

$$\sigma_{\text{Metalfoam}}^{\text{max}} = C\rho^2 \quad (2)$$

$$\sigma_{\text{Metalfoam}}^{\text{max}} = \rho_{\text{min}} + a\rho \quad (3)$$

有两种方法可用于评估激光束焊接复合材料的强度与泡沫材料密度的关系。例如,实体的板材-板材的连接强度约为 210N/mm^2 (图 3.2-6),符合指数定律 [方程 (2)]。然而,在本研究中,连接对象不是实体材料而是用粉末冶金法生产的铝件。因此,其密度达不到实体材料的密度值 (2.7g/cm^3)。对于带有铸造表皮的金属泡沫构成的复合材料,泡沫材料密度和连接强度间呈线性关系。在这里,铸造表皮被看成是实体连接对,其密度为 1.8g/cm^3 [方程 (3) 的线性回归]。指数方程的解偏低,为 1.1g/cm^3 。

(5) 弯曲实验

① 四点弯曲实验中连接技术对性能的影响。在四点弯曲实验中,借助载荷-变形曲线直线部分的斜率,根据 DIN 53293 (德国工业标准) 可以计算夹层板构件的有效弯曲刚度 (EJ_{eff})。最佳连接是面连接,因此粘接的夹层板结构具有最高的有效弯曲刚度,其值和理论弯曲刚度值 (EJ_{theo}) 相等。进一步的研究表明,其他连接技术导致的小面积连接将会使构件的刚度降低。

因此,铆接试样由于是一种穿孔连接所以性能最差。构件的刚度一般会因为铆接所需铆孔数的增多而减少。焊接和铆接/粘接试样的刚度达到了平均值的水准,并与钎焊试样大致相等。

载荷-变形曲线的积分 (相当于变形过程中吸收的能量) 随刚度的增加而增加,复合材料的刚度可以用变形量达 10mm 时所吸收的能量值来反映 (如图 3.2-7)。

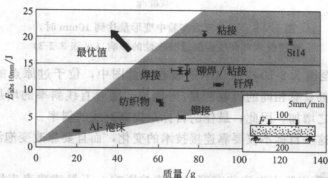


图 3.2-7 四点弯曲实验中变形量达 10mm 时,

连接技术对夹层板能量吸收性的影响

对于钢板构件 (采用的连接技术: 粘接), 由于板材重量大因而比性能最差。在构件的受拉伸侧面使用纺织物的复合材料其重量最轻, 但是纺织物的存在导致

复合材料刚度降低, 因此, 所吸收的能量相对较低。

受恒定弯曲力矩作用的四点弯曲实验可评估试样的刚度。在三点载荷弯曲实验的情况下, 最大弯曲力矩发生在弯曲的标志区域内。因此, 三点载荷弯曲实验的结果可用于评估构件的强度。

② 三点弯曲实验中连接技术对性能的影响。正如四点弯曲实验一样, 连接技术对复合材料的性能有很大的影响。和四点弯曲实验的结果相反, 在三点弯曲实验中粘接/铆接试样显示出最好的性能。由于泡沫材料芯上裂纹的存在, 所以经简单粘接的构件由于泡沫芯裂纹的扩展而破坏。通过粘接/铆接的工艺组合, 铆钉可以减轻泡沫芯的高应力并减小小泡沫材料的不均匀性对构件的影响。这种现象可通过相对稳定的实验结果得到证实。除了利用纺织物的结构件, 所有试样在最大载荷下的表现都基本相同。为获得好的能量吸收性能, 良好的延展性和高强度极限是必须的。图 3.2-8 是三点弯曲实验中变形量为 10mm 时, 满足测试要求的粘接件、铆接/粘接件、焊接件和激光束焊接件吸收的能量与构件质量的关系图。尽管纺织物具有较高的强度, 但是由于突发性破坏, 纺织物在相当小的变形量时就发生了破裂。

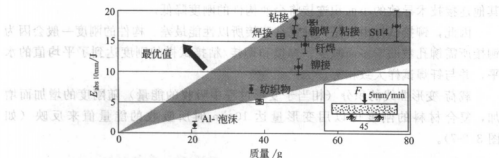


图 3.2-8 三点弯曲实验中变形量达到 10mm 时，
连接技术对夹层板能量吸收性的影响（见表 3.2-3）

图 3.2-7 至图 3.2-10 中所显示的吸收能量图中, 位于过原点的同一条直线上的所有构件都具有相同的吸收能量/密度比。随着直线斜率的增加, 与质量相关的性能也随之增加。因此, 最佳的目标是提高直线的斜率。

要想实现这一目标不仅要靠连接技术的变化, 而且要靠改变泡沫芯的密度来实现。

③ 三点弯曲实验中泡沫芯密度对性能的影响。不带铸造表皮层的平均密度为 $0.3 \sim 1.1 \text{ g/cm}^3$ 的泡沫结构件的三点弯曲实验表明, 在所研究的密度范围内, 最大载荷与泡沫芯的密度几乎呈线性关系。

将带铸造表皮泡沫芯的夹层板的性能与不带铸皮泡沫芯的夹层板的性能比较后发现, 不带铸皮泡沫芯的夹层板具有较高的比能量吸收性 (图 3.2-9)。

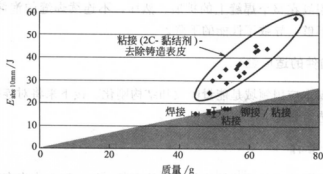


图 3.2-9 在变形量为 10mm 时，夹层板质量对能量吸收性的影响

在三点弯曲实验中，当弯曲标记区域内的泡沫材料被压缩时，在此区域的加载模式类似于压缩模式。然而，铸造表皮层如果垂直于加载方向，则不能增加能量吸收性能。所以铸造表皮仅降低了弯曲实验中与质量相关的能量吸收性能。

④ 动态三点弯曲实验中连接技术对性能的影响。为了了解冲击（例如碰撞）发生时的情况，又进行了夹层板的动态三点弯曲实验。目标是获得尽可能高的吸收撞击能量，但这种情况仅在整个变形过程中面板始终和泡沫芯材料紧密结合的条件下才会发生。图 3.2-10 表示了不同的连接技术对单位质量所吸收的冲击能的影响。动态三点弯曲实验结果基本上证实了准静态实验的结果。由于弯曲过程

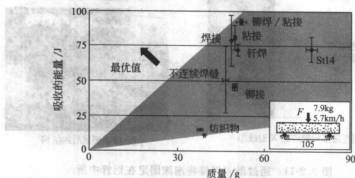


图 3.2-10 动态的三点弯曲实验中连接技术对能量吸收行为的影响（见表 3.2-3）

中连接点发生塑性变形，粘接件和粘接/铆接试样的性能最好，其次是钎焊接试样。熔焊焊接试样的性能变化较大。泡沫材料孔隙率与连接技术的关联程度随加载速度的增加而增大。假如由于泡沫材料的表面不平或因在焊缝区域有大的孔洞而导致结构件的一些部分没有连接好，或在变形过程中这些区域的方位不太适宜时，复合结构件会在几乎没有吸收任何能量时就遭到破坏。在最佳条件下，大部分的动能都可以被吸收，且连续焊缝比不连续焊缝的效果好。不连续焊缝的主要

作用在于阻止裂纹在整个焊缝上的扩展。然而,不连续焊缝的泡沫-板复合材料由于焊接面积不够,导致了性能的下降。

3.2.5 构件的适应性

泡沫铝的基本应用领域是能量吸收和结构刚化。接下来将对连接技术与构件的适应性关系进行讨论。

3.2.5.1 管材

由泡沫与管子构成的吸能结构件在其他文献 [13, 14] 中也有描述。结果表明,对于这样的结构应用,粘接和激光束连接是可行的连接技术。图 3.2-11 是部分填充泡沫铝的碰撞吸能构件和其连接区域的 X 射线图。

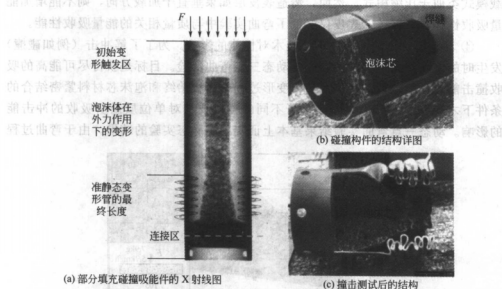


图 3.2-11 通过激光焊接将泡沫固定在铝管中所构成的碰撞吸能件 (用于汽车前纵梁)

正如文献 [13, 15] 中所述,在轴向加载条件下,激光焊接对连续皱褶的触发起到了协同作用。其特征载荷-变形曲线的起始载荷峰值会减小,使复合结构在轴向加载情况下的有效性得到提高。

3.2.5.2 异型材

(1) 动态的三点弯曲实验

表 3.2-1 所列举的所有连接技术对矩形泡沫材料做芯的异型构件都适用。由

图 3.2-12 可见构成复合构件的各部件和试验后的复合构件。试验采用了不同的连接方式, 包括单面连接和三面连接。

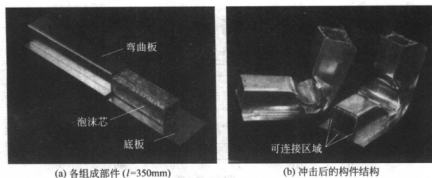


图 3.2-12 能够提高构件扭转、弯曲和吸能性能的泡沫体与异型材的复合构件

除连接技术外, 所选择的连接方式对复合结构件的性能有重大的影响。这里进行了扭转和动态三点弯曲性能实验研究。在动态三点弯曲实验中, 冲击物重 600kg, 以 10km/h 的速度撞击复合构件。图 3.2-13 是三面粘接和一面激光束焊接的结构件的载荷-变形曲线。

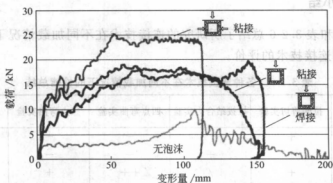


图 3.2-13 动态的三点弯曲实验中连接方式 (三面或单面连接)

对异型构件变形行为的影响

粘接样品有最佳的连接状态, 其复合构件在整个变形过程中, 板材和泡沫材料均保持紧密的结合状态。然而, 对于焊接样品, 由于板材在大面积内单独发生变形, 降低了在一定变形范围内构件能量吸收的能力。三面连接可以改善构件的能量吸收性能, 并与采用的连接技术无关。

(2) 扭转实验

图 3.2-14 是扭转实验的结果图。粘接试样较焊接试样有较好的性能, 在变形过程中很少有折叠形成, 这说明有较多的变形能被多孔结构所吸收。对于激光

焊接试样, 泡沫材料的熔化焊缝是结构件中最脆弱的部分并且在加载的过程容易破裂。

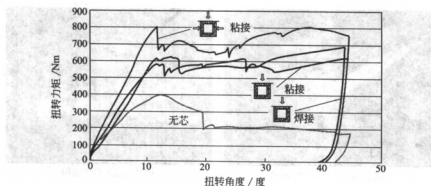


图 3.2-14 扭转实验中连接方式（三面或单面连接）
对异型构件变形行为的影响

和弯曲实验类似, 对填充泡沫的异型构件的实验结果表明, 复合构件的性能随连接面积的增大而提高。

3.2.6 小结

表 3.2-5 和表 3.2-6 总结了所研究的连接技术在不同加载情况下的性能, 并给出了对这些连接技术的评价。

表 3.2-5 各种连接技术在不同加载情况下的性能总结

连接方式	拉伸剪切实验	拉拔结合力实验	四点弯曲实验	三点弯曲实验	动态弯曲实验
铆钉连接	+	++	-	-	-
螺钉连接	+	+	-	-	-
黏结剂连接	+	/	++	+	+
铆钉/黏结剂	++	/	0	++	++
激光焊接	0	/	+	+	0

注: ++表示很好; +表示好; 0表示一般; -表示坏; /表示没有进行。

表 3.2-6 各种连接技术的综合性评估

连接方式	可操作性	成本	回收利用	功能性	设计自由度	构件适应性
铆钉连接	++	++	++	+	0	+
螺钉连接	++	++	++	+	+	+
黏结剂连接	0	0	0	0	++	++
铆钉/黏结剂	0	0	0	++	0	+
钎焊连接	0	-	+	+	++	+
激光焊接	+	-	++	0	0	++

注: ++表示很好; +表示好; 0表示一般; -表示坏。

参 考 文 献

- 1 H. W. Seeliger, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 29
- 2 T. Bernard, J. Burzer, H. W. Bergmann, in Sheet Metal 2000, B. Shirvani et al. (eds), Proc. 8th Int. Conf. Sheet Materials, 17 ~ 19 April 2000, University of Central England, Birmingham 2000, p. 561
- 3 N. Sedláková, F. Šimánek, J. Kováčik, in Metallschäume, J. Banhart (ed.), MIT Verlag, Bremen 1997, p. 177
- 4 Information material of IWU Chemnitz, Germany
- 5 O. B. Olurin, N. A. Fleck, M. F. Ashby, Adv. Eng. Mater. 2000, 2, 521
- 6 J. Burzer, T. Bernard, H. W. Bergmann, in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 159
- 7 C. Born, H. Kuckert, G. Wagner, D. Eifler, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 547
- 8 D. Pickart-Castillo, F. Hillen, I. Rass, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 553
- 9 K. J. Matthes, H. Lang, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 558
- 10 I. Burmester, M. Goede, J. Bunte, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 436
- 11 T. Bernard, H. W. Bergmann, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 440
- 12 W. Bergmann, Werkstofftechnik, Teil 2: Anwendung, 2nd ed., Hanser Verlag, Munich 1991
- 13 C. Haberling, H. G. Haldenwanger, T. Bernard, J. Burzer, H. W. Bergmann, Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 37
- 14 R. Gradinger, M. Seitzberger, F. G. Rammerstorfer, H. P. Degischer, M. Blainschein, Ch. Walch, Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 313
- 15 J. Burzer, Beitrag zur Einsetzbarkeit von Metallschäumen in der Verkehrstechnik, H. W. Bergmann, G. Ziegler (eds), Herbert Utz Verlag Wissenschaft, Munich 2000

3.3 铸造嵌入

C. Körner, F. Heinrich 和 R. F. Singer

通过模内膨胀制备的泡沫部件具有与孔壁厚相当的、厚度约为 $200\mu\text{m}$ 的密闭表皮。即使有几个孔壁厚的外表层，仍然不能满足结构应用承受高载荷的要求。在泡沫周围浇筑铝可制备低密度的泡沫芯夹层构件。外壳的设计除考虑承载能力外还可以考虑其他附加的功能。如果生产这样的泡沫芯构件能够一步完成，那么生产就变得简单而经济了。

这种泡沫芯铸件潜在的应用领域有空间构架结点、转向节、控制臂、横梁以及高刚度结构件等。前面所述的方法也是生产准空心铸件的潜在途径，在这些方法中，传统的盐类或砂芯将被具有复杂形状的永久泡沫芯所替代。

铸造实体外壳的各种浇铸方法因工作压力、充型时间和凝固时间的不同而不同,主要取决于铸型的温度。一般情况下,由于泡沫芯铸造表皮非常薄且有裂纹^[1],所能承受的压力有限,不能完全采用直接浇铸。另外,最大的困难在于开发一种能够固定泡沫芯的方法。

以下的内容主要来自于三本出版物:《压模铸造》(Kretz 和 Kaufmann)^[2]、《压铸》(C. Körner, F. Heinrich, R. F. Singer)^[3,4]和《重力铸造》(Simancik 和 Schoerghuber)^[5]。

3.3.1 铸造嵌入泡沫芯

3.3.1.1 泡沫芯生产

铸造嵌入的先决条件是获得致密的泡沫芯表面,有两种粉末致密化发泡路径可产生实体表面,如 Alulight 和 FORMGRIP 工艺。这两种方法都有在模子中烘焙发泡预制件的过程,它们的区别在于发泡预制件的生产(见 2.1 节)。目前所用的泡沫铝芯都是用粉末致密化技术制备的。这里介绍两种不同的生产方法:烘焙法和注模技术。至于用哪种方法,取决于芯的几何形状。一般来说,对于非常复杂的芯,采用注模技术较方便。这两种方法的另一不同之处是注模技术生产的芯材表皮层比烘焙法生产的要厚。这对于铸造嵌入是有利的,但同时也增加了芯材的重量。图 3.3-1 为用于各种嵌入技术的几种芯材的几何形状。

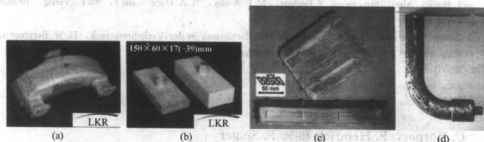


图 3.3-1 由铝粉和 TiH_2 粉末致密化发泡法制备的各种泡沫芯

(a) 用于砂型铸造(约 300cm^3 , 烘焙炉发泡)^[2]; (b) 用于压模铸造(烘焙炉发泡)^[2]; (c) 用于压铸(烘焙炉发泡)^[3,4]; (d) 用于重力铸造(模注)^[5]

3.3.1.2 泡沫芯连接

一个合适的泡沫芯定位系统必须具有两个方面的功能:首先,必须确保在铸型打开和关闭时,芯材能够在铸型中保持原来的位置;另外,较重要的一点是在浇铸过程中能够使泡沫芯和铸型内壁之间保持所期望的距离,该距离决定了铸造壳的壁厚。

一种合适的装配泡沫芯的方法是在生产泡沫芯材时制造出宽的楔形定位块(见图 3.3-2)。

这种定位块要有一定的长度,才能传递作用力且保证泡沫芯不被损坏。重要的是定位块要放在合适的位置以免阻碍熔体的流动而造成“死区”。这一点对于压铸和压模铸造来说特别重要,因为压铸和压模铸造时熔体冷却得非常快。

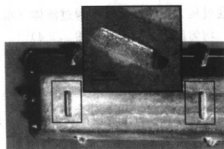


图 3.3-2 带定位块的泡沫芯^[4]

3.3.1.3 力学性能

用于制备泡沫芯的铝合金是锻造或铸造合金。对于铸造合金,由裂纹或开孔构成的表面孔隙率一般都比比较高。另外,由于孔的尺寸较小,因此铸造铝合金具有较好的熔体渗透抗力,小试样更是如此。

除具有缺陷外,泡沫芯材还具有两个重要的性能,它决定了高压铸造过程中的工艺参数。这两个重要性能是泡沫体的抗压强度(整体强度 σ_{CG})和表层的抗压强度(局部强度 σ_{CL})。整体强度 σ_{CG} 定义为泡沫体没有被压缩时所能承受的最大压力(见图 3.3-3)^[3]。

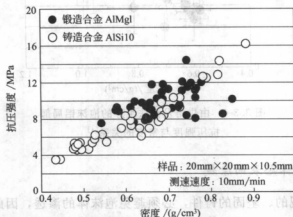


图 3.3-3 由烘焙发泡生产的泡沫铝的抗压强度 σ_{CG} 与密度的关系^[4]

与铸造合金试样相比,锻造合金试样的性能分散性较高(见图 3.3-3)。这是因为这里所用的锻造合金试样较小,厚度仅为 10.5mm 且锻造合金的孔结构较粗糙。

可以观察到泡沫芯在压力远低于整体强度 σ_{CG} 时就发生了渗透。这可能是由表面开孔或者表面的裂纹所造成的。因此,大量的孔隙被渗透。局部强度 σ_{CL} 可

通过压力实验获得,即通过液体(水)在25mm×25mm的泡沫材料的表面施加一均匀压力进行测量(图3.3-4)^[4]。

通过简单的力学分析发现,作用在表面孔壁上的最大弯曲应力存在下面的正比关系:

$$p(D^2/d^2) \propto p(1/d^2 \rho^2)$$

式中, p 为压力; D 为孔径; d 为孔壁的壁厚; ρ 为泡沫芯的密度。因此局部抗压强度 σ_{CL} 随密度的增加而增加。由于泡沫芯的非均匀孔结构,所以强度值分散性较大。

图3.3-4表明,对于以高压为特征的压模铸造和压铸工艺,必须提高泡沫芯表层的强度。对于重力铸造来说,整体强度 σ_{CG} 和局部强度 σ_{CL} 都不是很重要的因素。

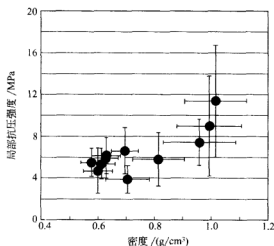


图 3.3-4 由烘焙发泡法生产的泡沫铝局部抗压强度与密度的关系^[4]

3.3.1.4 泡沫芯表面涂覆

为获得可再现的、坚固的铸件,必须避免泡沫体的渗透,因此对于高压铸造必须提高局部强度 σ_{CL} , 这可以通过表面涂覆来实现。涂覆必须满足以下两个条件:必须适用于复杂的几何结构件;必须具有合理的厚度。Al99.5 的等离子喷涂层和陶瓷浆料涂层能满足这样的要求。通过增加涂层的厚度,可使局部强度 σ_{CL} 增加到与构件的整体强度 σ_{CG} 一致的水平上。在涂层较厚时,泡沫芯的破坏不是由于孔壁的局部断裂而是由整体的压缩变形而引起的(见图3.3-5)。实验发现,对于厚度超过350 μ m的涂层,局部的损坏可被完全地抑制,泡沫芯的损坏是由整体的压缩所致。整体强度 σ_{CG} 和局部强度 σ_{CL} 都取决于泡沫密度,而涂层的

临界厚度与泡沫密度无关。

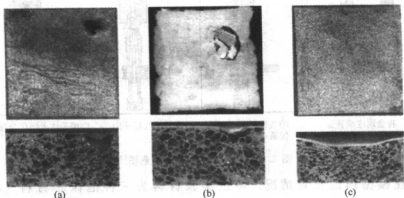


图 3.3-5 经局部压缩后泡沫芯的光学显微照片

(a) 无涂层, 低压下表面大孔区出现破损; (b) 厚度为 $300\mu\text{m}$ 的陶瓷涂层, 在高压下易破损; (c) 厚度为 $200\mu\text{m}$ 的 Al 等离子喷涂层的局部压缩破坏, 厚度为 $400\mu\text{m}$ 的 Al 等离子喷涂层的完全压缩坍塌

3.3.2 壳体铸造工艺

泡沫芯和工艺条件的不同决定了所采用的铸造工艺的不同。铸造的困难在于要在泡沫芯不渗透或不变形的条件下生产出坚实的铸造壳体, 另外, 还要避免表面的局部熔化。以前的实验发现, 在砂型和金属型铸造中, 泡沫表层容易被熔化, 特别是靠近浇口处的泡沫表层受热浸蚀作用而破损^[2]。这些问题可通过泡沫表面涂覆或使用表皮层较厚的泡沫来避免。实用的涂层是润滑剂或涂模剂, 在铸造行业中它们被广泛用于浇注前模型和砂芯的表面涂覆。

接下来将详细介绍两种不同的壳体铸造工艺: 无压铸造和高压铸造。

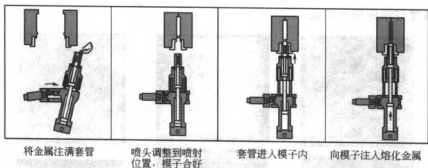
3.3.2.1 高压铸造工艺

高压铸造过程的困难是如何避免泡沫芯的渗透和变形。因此, 控制凝固和压力的增长是十分必要的, 这样才能确保熔液在泡沫铝芯表面凝固并在达到最大压力之前形成铸层, 这样铸壳才能承受铸造压力。

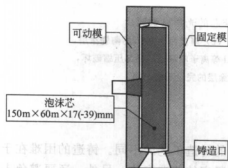
(1) 压模铸造

压模铸造工艺 (图 3.3-6) 是以慢速、高压、自下而上充满模子为特点, 类似于低压金属型铸造。

压模铸造机的夹紧装置和传统的高压压铸机类似。喷头安放在设备的下方并且以垂直方式填充模子。喷射速度与高压压铸工艺相比较慢。喷射压力范围为 $300\sim 1,200\text{bar}$ 。这种受控填充方法对敏感的泡沫芯内置体非常理想。图 3.3-7 是

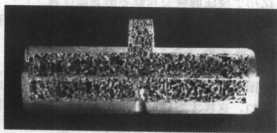
图 3.3-6 压模铸造工艺示意图^[2]

泡沫芯在模型内的布置情况。铸造实验材料为三种泡沫芯材料 (Al99.5、

图 3.3-7 泡沫芯在压模铸造模中的布置^[2]

AlMgSi1、AlSi10) 和两种壳体铸造材料 AlSi9Cu3 和 AZ91 组成。图 3.3-8 为 AZ91 镁包裹泡沫铝芯的铸件的截面图。浇口速度约 0.5m/s, 熔体压力必须减少到很低的水平以避免泡沫芯的变形和渗透。在大多数实验中, 压模-铸造机工艺参数的小范围波动都可能导致泡沫芯的渗透。

在合适的设备参数条件下铸造, 采用 UBE 压模-铸造机可在泡沫芯周围形成厚度为 3~23mm 的铸层, 且泡沫芯没有渗透和变形现象发生。然而, 既要获得好的试样又不能使泡沫渗透和变形的工艺参数范围非常窄。

图 3.3-8 AlMgSi1 泡沫芯压模 AZ91 铸件截面图 (150mm×60mm×39mm)^[2]

(2) 压铸^[3,4]

压铸的本质是借助于实时控制系统的保压控制^[3,4]。传统压铸工艺的第一阶段是让熔体尽快充满铸型; 工艺的第二阶段是应用高的保压力来补偿收缩以及阻碍气体析出, 使铸件的孔隙率最小。由于压铸活塞的高速运动, 在第一阶段快要

结束时出现了高的压力峰, 这样在模子被完全充满时将会有大量的泡沫芯被渗透和出现塌陷现象(图 3.3-9)。

为了避免这种峰值的出现, 一套带实时控制系统的压铸设备是必须的。借助这种实时控制系统, 可在铸造工艺的每一阶段控制浇注速度和压力。也就是说, 活塞在充型的最后阶段通过减速以避免压力峰的出现。

实时控制设备需要配置精确的测量系统。对标准的铸造合金 AlSi9Cu3 进行研究, 熔体的温度控制在 $720 \sim 740^{\circ}\text{C}$ 范围内, 铸型的温度为 $250 \sim 270^{\circ}\text{C}$ 。考察两种不同的泡沫芯(图 3.3-10), 材质分别为 AlSi10 铸造合金和 AlMg1 锻造合金。模子内部的压力上限受泡沫芯的整体强度限制, 大约在 $60 \sim 100\text{bar}$ 的范围内, 并随泡沫密度的增加而增加。

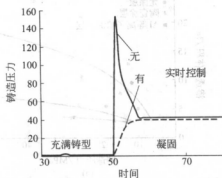


图 3.3-9 带与不带实时控制的压铸机的铸造压力比较^[4]

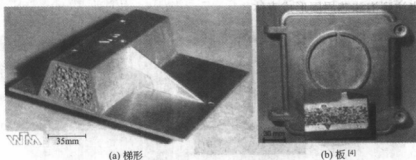


图 3.3-10 通过压铸嵌入泡沫芯的两种构件

用不同的单位铸造压力 p_{NS} , 对有涂层和没有涂层的泡沫芯板样品进行了铸造实验。在浇铸容器内, 单位铸造压力 p_{NS} 是可控制的保压力。同时必须考虑到由于摩擦使施加在铸型内的实际压力较低。图 3.3-11 是发生渗透的孔体积 V_1 和表面孔隙率与 p_{NS} 的关系图。

当渗透随着 p_{NS} 的增加而增加时, 表面孔隙率随之下降。通过泡沫芯的涂层处理可显著减少渗透的发生。根据实验可决定局部抗压强度的大小, 从实验结果看, 等离子喷涂板的效果最佳。通过模具设计和工艺条件的优化, 可获得更好的结果, 泡沫表层的孔隙率也可以减少到 5% 以下, 同时泡沫芯没有渗透现象发生。迄今为止, 可得到的铸造几何构件最薄的表层厚度约为 2mm。

(3) 重力铸造^[5]

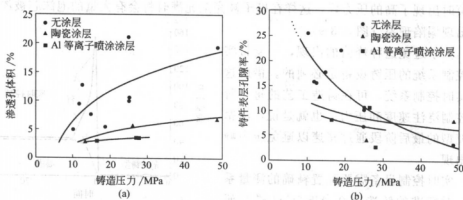


图 3.3-11 (a) 渗透的孔体积与铸造压力的关系；

(b) 铸造表层孔隙率与铸造压力的关系^[4]

试验所用的泡沫芯试样 (AlSi12 和 AlMg1Si0.6) 的密度为 $0.8 \sim 0.9 \text{ g/cm}^3$, 是通过注模技术将泡沫材料注到砂模中进行制作 (图 3.3-12)。泡沫芯试样可填充到带有传统的冒口和浇口的重力铸模 (钢质材料) 中。铸造合金 AlSi9Cu3 在 740°C 浇注到泡沫芯周围形成壳体。

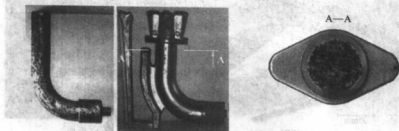


图 3.3-12 无压铸造的泡沫芯、嵌入件、嵌入泡沫芯截面

(泡沫件高 25cm, 截面最大宽度 12cm)^[3]

与压铸和压模铸造相比, 重力铸造过程的压力是微不足道的, 远低于泡沫芯的局部抗压强度。也就是说, 只要泡沫表层没有裂缝, 在重力铸造过程中就不会出现泡沫芯的渗透和压缩变形现象。在实验过程中也没有泡沫芯的熔化现象出现 (见图 3.3-13)。

在泡沫芯的周围浇注熔体时, 将导致温度的升高和孔内气体的膨胀。不同于高压铸造法, 这些气体会通过扩散从泡沫芯中排到了熔体中。也就是说, 膨胀的气体在壳体内可形成气孔, 气孔的形成甚至能使整个铸件破坏。通过置入预热泡沫芯的方法可使气体的膨胀和壳体的破坏倾向降低。

预热泡沫芯可避免铸件较薄处出现冷隔; 减少熔液向泡沫芯的热量传递, 与传统的无预热的砂芯铸造相比, 可减少铸件的壁厚。用 400°C 的温度预热时, 壳

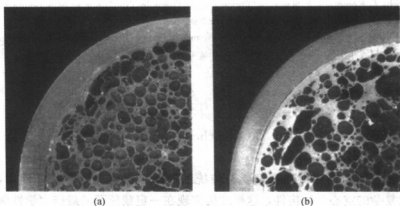


图 3.3-13 具有不同泡沫芯的铝铸件

(a) AlSi12 泡沫; (b) AlMg1Si0.6 泡沫 (泡沫填充管的直径为 6cm)^[5]

体的最小壁厚可达到 1.5mm 左右。

3.3.2.2 壳体与泡沫芯间的连接

一般来说,在铸造过程中芯体和壳体并不能实现连接,因为连续的铝氧化层阻止了芯体和熔融金属之间的接触^[5]。在以铝为芯的镁压铸件中也有同样的现象出现,这是由于时间太短,不足以使氧化铝表层和镁熔体之间发生明显的反应^[2]。有两种可能的途径可改善它们的结合性^[5]:

① 通过泡沫表层的破坏处理(如喷砂),使液态金属能流进泡沫芯结构的外层实现机械连接。这种连接的缺点是会增加铸件的重量并且连接只发生在局部,很难控制;

② 通过各种易于扩散通过铝氧化层的介质喷涂来实现冶金结合。通过合适的金属喷涂技术,冶金连接是可以实现的。然而,对此还需进一步的研究。

在凝固过程中,铸造壳体的收缩将对置入的泡沫芯体施加压力。在大多数的应用场合下,要达到构件所需的性能如能量吸收或者阻尼性能,冶金结合并不是必要的。非冶金结合甚至还有利于改善构件的阻尼性能,这是因为额外的能量在壳体/芯体界面处得到了分散^[5]。

参 考 文 献

- 1 H. P. Degischer, A. Kottar, Metal Foams and Porous metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 213
- 2 R. Kretz, H. Kaufmann. "Fabrication of Squeeze Castings with Permanent Aluminum Foam Cores" in EURO-MAT, Metal Matrix Composites and Metallic Foams, Munich 1999, Wiley-VCH, Weinheim 1999
- 3 F. Heinrich, C. Körner, R. F. Singer. "Herstellung flächiger Leichtbauteile durch Umgießen von Aluminium-Schäumen im Druckgießverfahren" in Metallschäume 2000, Vienna, Wiley-VCH, Weinheim 2000

- 4 F. Heinrich, C. Körner, R. F. Singer, "Encasing of Al Foams by Die Casting as Manufacturing Process for Light Weight Components" in Proc. Materials Week 2000
- 5 F. Simancik, F. Schoerhuber, "Complex Foamed Aluminum Parts as Permanent Cores in Aluminum Castings" in Porous and Cellular Materials for Structural Applications, MRS, San Francisco, CA 1998

3.4 夹层板

J. Banhart, W. Seeliger 和 C. Beichelt

泡沫金属作为结构件通常都要与传统的致密金属组成复合构件使用,如板、柱或形状复杂的空心金属构件,这样才能实现在一定载荷下的最佳力学性能^[1],同时也有利于将泡沫材料“隐藏”在封闭、致密的构件内,并起到一定的抗腐蚀保护作用。这种含泡沫铝的复合材料可以用很多方法生产,其中最简单最直接的方法是将预先制备好的泡沫材料和平板粘接在一起。然而,这种方法存在一定的局限性,并在大多数情况下很不实用。一种更好的方法是在发泡的同时就能形成复合结构,如将发泡预制材料放入柱形管中加热发泡可制备泡沫填充柱。另一可行的方法是以泡沫材料为原材料,对其进行热喷涂可获得一层致密的铝外壳^[2]。另外就是以泡沫材料为芯的压铸方法^[3,4]。通过轧制-包覆工艺在发泡预制板上包覆面板然后发泡的方法可制备外表美观的泡沫铝夹层板(AFS),然后选择适当的加工方法以获得所需的形状^[5,6](图3.4-1)。假如泡沫的熔点和面板的熔点不同且工艺参数选择合适的话,就可在面板不熔化的情况下发泡获得低密度的复合结构。

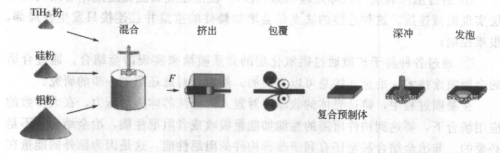


图 3.4-1 铝泡沫芯夹层板的制备工艺

3.4.1 泡沫夹层板制备工艺

金属泡沫夹层板的形成过程可通过 X 射线技术进行观测。这种技术是最近才发展起来的^[7],并且能够监视到内部金属泡沫的膨胀过程。在泡沫铝夹层板的生产过程中,由于技术及实施问题偶尔也会出现缺陷,如工艺参数不适当以及在发泡预制材料中有缺陷等,而 X 射线研究有助于这些问题的解决。图 3.4-2 是夹

层板在温度为 750°C 的炉子中发泡的例子。图 (a) 是发泡的开始阶段, 相对于板材发泡芯层已有轻微的 X 射线吸收, 此外, 还可看到右上方出现的裂纹和裂纹向发泡层的扩展。图 (b) 是 15s 后的情形, 从图中可看出芯层以十分不均匀的方式发泡, 热流受面板的制约产生了温度梯度并首先触发了面板和芯板界面处的发泡。在经过发泡的初始阶段后, 在发泡预制材料中的裂纹已经扩展到了整个泡沫层。不过, 经过 22s 的继续发泡, 芯层充分地膨胀, 此时裂纹消失。因此, 这种缺陷在泡沫夹层板中不会导致明显的缺陷。

为全面了解膨胀金属夹层板的结构, 需要准备一系列试样的金相图, 以反映试样各发泡阶段的结构情况。图 3.4-3 (a) 是没有发泡的试样图, 可看出在发泡芯层 (其特征是呈几何形态的灰色硅颗粒分布在光亮的铝基体上) 和致密板材之间的清晰的界线; 图 3.4-3 (b) 对应的是大约完全发泡阶段的发泡试样, 从图中可看到典型的铝硅亚共晶显微结构, 亮的富铝颗粒被共晶相所包围。致密的面板在低倍显微镜下是看不到其显微结构的。泡沫和面板之间的界面是一条直线且很容易分辨。

图 3.4-3 (c) 是膨胀后期发泡试样。从图中可看出, 泡沫材料中有明显粗大的晶粒并且泡沫和面板之间出现了轻微的扩散, 共晶相通过扩散长大进入板材并

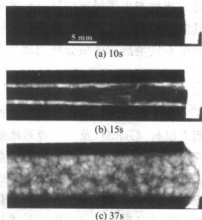


图 3.4-2 在炉温为 750°C 时
AlMn1/AlSi7 夹层板膨胀
过程的 X 光系列照片^[8]

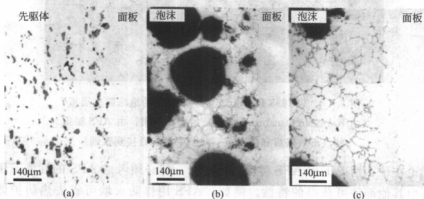


图 3.4-3 AlSi7 泡沫芯夹层板的金相图

三个不同的膨胀阶段: 未发泡的先驱体 (a); 达到最大膨胀前的瞬间 (b);
面板开始融化时 (c) (每张照片的宽度都为 0.75mm)

且与板材产生了局部的结合。这就是为什么经严格控制制备的泡沫铝夹层部件，其泡沫芯和板材之间结合良好的原因，同时也解释了这种夹层结构材料在拉伸实验中不发生泡沫、板分离的现象。

3.4.2 工业应用

基于技术的优越性和局限性的综合考虑，为在实际生产中决定是否应用泡沫铝夹层板（AFS）及更为容易地避免一些不现实的决定，必须制定一些针对实际应用的策略。轻型材料的应用通常意味着成本的增加；与钢比较，还有刚度降低以及更多的制备问题。要使泡沫铝夹层板（AFS）在技术上和经济上成功地得到应用，就需要在汽车车身结构上找到应用的突破口^[9]。

在“白车身”（BIW）技术应用中，约 90% 的现行设计观念都需要彻底改变。以空间结构件为例，要用一种使刚性的泡沫铝夹层板（AFS）的特殊性能得到最佳利用的方式来考虑设计。用泡沫铝夹层板（AFS）简单地替代钢板是不够的，因为夹层板的刚性表面特性没有得到充分的利用。因此，发展新的 BIW 结构件就成为了迫切的要求。图 3.4-4 和图 3.4-5 是应用新设计理念的例子。

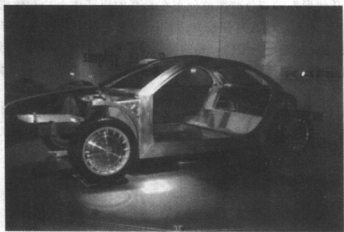


图 3.4-4 “1998 Detroit 车展”上展示的泡沫铝夹层板（由 Karmann Osnabruck 提供）的潜在应用：由 AFS 制备的汽车后隔板和前围板（此图中不能直接观察到）

无论在什么情况下用 AFS 替代传统材料，都必须考虑 AFS 的性能范围，以及以前由其他部件可获得特性。例如，AFS 用作防火墙可省去热防护体和相关的连接件。AFS 的应用还可以减少噪声衰减材料的使用，因为泡沫铝夹层板（AFS）具有噪声衰减的结构特性。

未来的另一有趣的应用研究领域是外隔板，如门、车篷和甲板等，这些应用

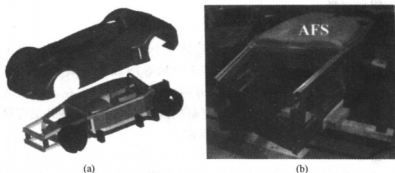


图 3.4-5 “EURO”概念赛车：整车 CAD 模型 (a)；AFS 结构 (b)

取决于 AFS 板的表面质量。以 AFS 车篷为例，由于 AFS 自身具有的刚度所以就不需要内层板了，由此可降低材料、工具和安装的耗损和成本。尽管 AFS 引擎盖的材料成本较高，但如果产量达 100 000 个时，用 AFS 可能比用钢更经济（与引擎盖的形状有关）。高的产量有利于减少生产和加工的成本。这意味着轻质 AFS 对小规模和中等规模的生产应用是比较经济的，因为相对于传统的钢质构件来说，所需的投资成本较少。

对于一般的应用，应对 AFS 所导致的附加成本和我们所期望的优点相比较。对特殊应用来说，即使仅利用了 AFS 优良特性中的一种，它所带来的附加成本也可能是次要的。一般来说，泡沫铝夹层板 (AFS) 的应用可能会增加整体材料的成本，因此要用其好的性能特性进行补偿。将来，这种状况可能会发生变化，因为未来能源成本的提高，使得汽车的运行成本显著提高，会为轻量化材料的使用带来更好的机会。因此，使用轻质材料可投入的费用，现在是每减轻 1kg 重量约需 2.5~5 欧元，这一数字将来肯定会增加。

3.4.2.1 技术优势

除了已知的一些优点（重量轻及高的扭转刚度）外，还必须进一步考虑 AFS 的其他性能，因为它们对 AFS 的实施应用策略有重要的影响。

(1) 声学性能

消费者对舒适性的要求之一，就是一种新型的轻质材料要展现出比钢材更好的声学性能，因此，应注重和了解 AFS 良好的声学性能。特别是以铝为车体材料的汽车，其阻尼性能很差。为了改变这种状况，加入了大量的阻尼材料，但相应地提高了成本。

TU Dresden 和 Karmann 的研究表明，AFS 能提供较好的声学性能，特别在 50~400Hz 时更明显，因此可减少附加的隔声措施，同时使质量减轻。当然 AFS 还不具有某些隔声材料所表现出的声学性能，所以 AFS 不是一种可广泛使

用的声学阻尼材料。

(2) 热性能

在选择面板材料时材料的热导率是另一个重要的考虑因素。由于有内部气泡,泡沫材料的热导性大大降低。AFS的热导率取决于其密度,是实体铝的 $1/12 \sim 1/20$ 。此外,AFS可满足大部分的防火规范要求。在不含黏结剂的条件下,AFS构件能在 600°C 不变形,有时耐热温度还可更高。独特的焊接性能加上低的变形性是AFS“高热稳定性”的保障。

(3) 强度

正如航空技术所述,蜂窝夹层板在冲击作用下是很脆弱的,即使是蜂窝板上的一点小缺陷也可能会导致芯-板结构的完全破坏。AFS与蜂窝芯-板的结构不同,AFS的芯和板之间是金属连接,裂纹只是在芯部出现,其扩展是有限的。目前所制备和测试的AFS构件中还未有芯和板分离的现象出现。这一点非常重要,因为作为壳体构件,在其使用周期内是不可能对其进行特殊检测的。

(4) 其他性能

AFS的其他性能包括:良好的能量吸收性、可回收再利用性以及短的生产周期。以发泡工艺为例,对于大多数构件来说仅需要 $30 \sim 45\text{s}$ 。因此,可以采用多条产量相对较低的生产线同时生产的方法来实现大规模生产。

3.4.2.2 技术局限性

当选择应用AFS时,必须考虑到发泡工艺后的可成型性和几何形状。稳定的厚度只能通过加面板来实现。形状复杂的构件在不同的部位具有不同的厚度,不过,一定厚度的变化是可以实现的。厚度的变化可根据模拟构件的受力情况进行预测和调整,因为上层在发泡时可保持它们原来的几何形状。发泡后的形状公差为 $\pm 1\text{mm}$ 。借助修整和校准工具可进行修整和校准,也可进行钻孔和修剪,所以也可建立相应的基准面和凸缘。通常要避免U形的出现,因为在其基准面和边缘表现出了相反的作用,导致泡沫材料厚度的偏差(见图3.4-6),这主要是厚度不变的情况下刚性内层的收缩所致。

由于受现有工艺技术的限制,很难确定外层和芯层之间的厚度关系。外层的最小厚度限制为 0.6mm 。外层厚度若低于这个值将导致发泡过程中合金的破坏。在最佳的工艺条件下,泡沫层的厚度可扩张到原来厚度的7倍以上,可达到的最大高度为 $25 \sim 30\text{mm}$ 。但应避免厚实的泡沫芯的使用,因为泡沫的冷却速率不同,会导致泡沫芯孔隙结构的不均匀。

3.4.3 AFS的连接技术

为能更充分地利用AFS的优点,仅用AFS替代需要承受高应力的部件是不

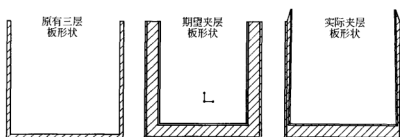


图 3.4-6 AFS 工艺的局限性

够的。AFS 工艺还需要配备适宜于夹层板性能特征的特殊构造和连接技术。AFS 部件的连接可通过许多工艺技术来实现。在表 3.4-1 中列举了一些最重要的工艺技术。

表 3.4-1 AFS 连接技术概述

工艺	技术细节
激光焊接	CO ₂ -激光, Nd:YAG
TIG/MIG 焊接	手工, 部分机械化, 机器人
螺栓/销焊接	手工, 机械化
冲铆连接	ASF/铝; ASF/钢
螺钉/螺帽连接	M4-M8
流体钻孔连接	M4-M8
铆接	暗铆, 铆接
连接	1-K 和 2-K 系统

3.4.3.1 激光焊接

激光焊接工艺适用于连续性生产。焊接 1.2mm 厚的表面板, 需要 3kW 的功率。焊接夹层板, 仅表面板被焊接, 芯层不会受到影响。如图 3.4-7 (a) 所示, 易损的孔结构并没有受到周围热冲击的破坏。在焊接平整的 AFS 板时采用线焊接法, 焊接的最大速度可达到 10m/min。假如两个表面都要焊接, 通常必须将部件翻转, 因此焊接速度要降至 5m/min 以下。

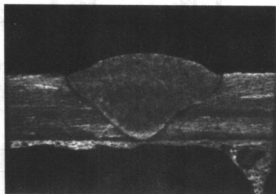
3.4.3.2 TIG/MIG 焊接

通过一般的焊接技术也可实现 AFS 的焊接。其中值得一提的是 TIG 焊接和 MIG 焊接, 如图 3.4-7 (b) 所示。这两种焊接技术都非常适用于两个 AFS 构件的连接和 AFS 与铝构件之间的连接。这两种技术的优点为应用的灵活性、长期积累的经验和低投入成本。由于 AFS 构件的刚度高、热导率低和热变形率低, 所以操作过程的装夹和固定很容易进行, 像激光焊接一样, 仅需要焊接表面板。手工 TIG 焊接的焊接速度可达 0.3m/min, MIG 焊接的焊接速度可达 0.8m/min。

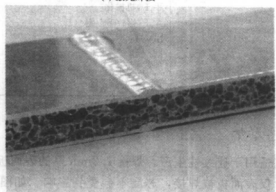
min。带线导焊架的机械焊接，其焊接速度可达 1.3m/min。

3.4.3.3 螺栓/销焊接

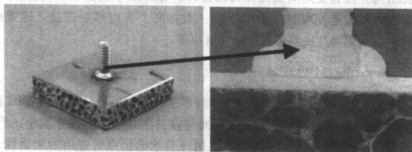
另一种十分有益于 AFS 夹层板连接的技术是焊接螺栓 [图 3.4-7 (c)]。但这种螺栓不能传递很大的力，只能用于引线的固定。借助带线性电机的焊接头可



(a) 激光焊接



(b) TIG 焊接



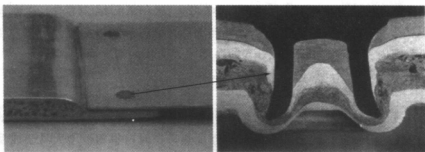
(c) 螺栓/销焊接

图 3.4-7 用于 AFS 的各种连接技术

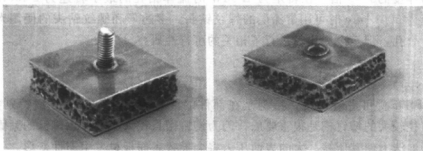
对整个焊接工艺过程进行控制和监测。这种技术适用于各种厚度的夹层板,和其他工艺一样,焊接没有影响到泡沫芯,甚至将螺栓焊接到缺陷处,例如孔隙或孔洞,对连接的质量也没有影响,因为连接的区域主要限于面板。

3.4.3.4 冲铆连接

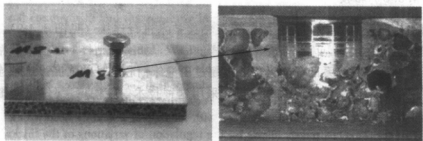
由于混合构件种类的增加和组装部件时焊接所产生的热冲击对结构的影响等问题,最近几年来这种技术发展很迅速。1994年以来,冲铆连接技术已应用在AUDI A8结构件上,其用量已经达到了A2车型上的使用高峰,即每辆车1800



(a) 冲铆连接



(b) 螺钉/螺母铆接



(c) 流体钻孔连接

图 3.4-8 用于 AFS 的各种连接技术

件。图 3.4-8 (a) 是连接区域以及熔化截面的示意图。对泡沫芯层的使用性能的研究揭示出了 AFS 夹层板的另一些性能特点。假如 AFS 被严重压缩, 它的抗拉强度降到 50% 塑性变形件的值, 但在达到最大压缩时能恢复原来未变形夹层板的性能值, 这是塌陷的孔结构其机械连接的增强及摩擦的增加所致。抗压强度和剪切应力值在一定范围内确实会减少, 但又会在较低的静态和动态载荷水平上保持稳定。

3.4.3.5 螺钉/螺母连接

另一个可行的连接技术是由螺钉和螺母连接 [图 3.4-8 (b)]。这种连接不能传递大的作用力, 只是用于固定支架和部件。螺钉和螺母的尺寸可以在 M4 至 M10 的范围内变化, 这要根据 AFS 的厚度和表面板的情况而定。

3.4.3.6 流体钻孔连接

流体钻孔连接是铆接螺栓技术的一种变体 [图 3.4-8 (c)]。当多边形的螺栓以很大的速度沿轴向压入表面板时产生摩擦热, 这时材料塑性增大易于成型。在夹层板上钻孔, 表面板的材料就会流进芯层中, 所形成的连接孔壁的长度为表面板材料厚度的 3~5 倍。在转矩为 1.5kW 时流体钻孔的最小转速为 2400r/min, 在转速为 500r/min 时可用带涂层的螺纹钻头。多边形和螺纹钻头的使用寿命为 10000 个孔, 但至今为止仅进行了相关的可行性研究。

3.4.3.7 铆接

AFS 部件可进行铆接。特别是在部件的混合构造中, 铆接方法特别实用。选择直径较大的铆钉帽是很重要的, 因为铆钉帽直径太小会导致铆钉的紧固压力作用到泡沫上使其压缩。大的表面压力将会导致表面板材发生塑性变形。

3.4.3.8 粘接

以铝为面板的 AFS 可用传统的铝板粘接技术进行连接 (见图 3.4-9)。由于形成了特定的粘接面, 因此需要考虑同样的因素, 如适于粘接的结构以及粘接系的选择。目前, 粘接系的强度已部分地超过了泡沫铝芯本身的强度。这种连接的一个主要优点是作用力传递的最佳化。采用这种技术能使 AFS 部件与周围结构构成一个极好的整体。

3.4.4 AFS 的切削

如何对 AFS 构件、未发泡的预制材料和已发泡的夹层板进行切削, 特别是针对后一种情况, 对技术人员来说是一个很大的挑战。在这里, 传统的机械切削

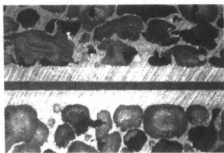


图 3.4-9 AFS 的连接

技术是不能直接应用的,因为有可能造成无法控制的材料塑性变形的危险。在此对两种可供选择的方法进行评述。

3.4.4.1 激光切削

激光对未发泡预制材料的切削已得到了成功应用^[10~12],可实现高精度的切削,获得所期望的形状且不需要进一步的处理(见3.1节)。

对发泡材料的切削则需要特定的工艺参数,并充分考虑 AFS 的特性。两个表面板必须同时进行切削;此外,低密度的泡沫较面板更易于熔化,使金属和渣沉积到夹层板的另一面去,使下部的切削质量降低^[13]。激光功率为 5kW,切削速度为 0.8m/min 时,切削 12mm 的 AFS 板获得了较好的效果。

3.4.4.2 水射流切削

水射流切削对未发泡的 AFS 预制材料不存在任何问题。然而,对于 AFS 夹层板的切削就会出现問題,如切削过后留在孔隙中的研磨颗粒,用水或溶剂进行反复冲洗也不能完全去除。当需要对夹层板进行涂装处理时,这种夹杂物的存在会降低表面质量^[14]。

参 考 文 献

- 1 M. F. Ashby, A. G. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal foams; a Design Guide, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 2 M. Maurer, E. Lugscheider, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 523
- 3 F. Heinrich, C. Körner, R. F. Singer, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 428
- 4 T. Höpler, F. Schörghuber, F. Simancik, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT-Verlag, Bremen 1999, p. 79
- 5 J. Baumeister, J. Banhart, M. Weber, German Patent 4426627, 1994
- 6 J. Baumeister, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT-Verlag, Bremen 1999, p. 113

- 7 J. Banhart, H. Stanzick, L. Helfen, T. Baumbach, Appl. Phys. Lett. 2001, 78, 1152
- 8 J. Banhart, H. Stanzick, L. Helfen, T. Baumbach, Adv. Eng. Mater. 2001, 3, 407~411 (2001)
- 9 W. Seeliger, Entwicklung und Programmierung eines Materialmodells für elastoplastische Metallschäume. Thesis, University of Bremen, MIT-Verlag, Bremen 2000
- 10 W. Seeliger, "Fertigungs- und Anwendungsstrategien für Aluminiumschaum Sandwich Bauteile, AFS (Aluminum Foam Sandwich)" in Proc. IIR Werkstoff-Kongress, 22~23 Jan 2001
- 11 R. Braune, A. Otto, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT-Verlag, Bremen, 1999, p. 119
- 12 R. Braune, A. Otto, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 562
- 13 R. Braune, C. Beichelt, in Lasertechnologien im Automobilbau, Stuttgart, 29 Feb~1 Mar 2000
- 14 C. Beichelt, in Metallschäume Verfahren und Komponenten für den Leichtbau, J. Baumeister (ed), Workshop, Bremen, 7~8 Mar 2001

第4章 多孔金属的特征

B. Kriszt

自然界中有许多我们熟知的多孔材料，如树木和骨骼等，这些天然材料具有不同的结构。

在工程领域，人造多孔材料（多孔结构和多孔聚合物）由于其优良的绝热性能使其有了悠久的历史。现在，多孔材料大家族中又增添了新的成员——多孔泡沫金属。当研究不同的人造多孔材料时，很快会发现这些材料也是分等级的。与自然过程一样，不同的生产工艺将产生不同的多孔结构，多孔结构是由其制备工艺所决定的。所以当描述一个多孔金属时，我们常用的术语是 Alporas、Alulight 或 Inco foam 等，但这样并不能准确地定量地描述它们的结构。

因此，在表征多孔金属之前，我们需要一些重要的参量来描述这种结构体系。

首先，多孔金属是由金属和气体组成的不均匀的复合材料。假如仅观察金属基体，其显微结构是由晶粒、析出相、枝状晶，或其他所能观察到的不同相组成的，但我们并没有得到有关多孔金属结构的任何信息。这种等级水平可称之为金属的显微结构。

多孔金属的密度取决于金属和气体的体积百分数。因此，多孔金属的密度可用相对于基体金属密度的相对值（密度）来表征。典型的泡沫金属的相对密度都小于 0.3，而其他多孔金属的相对密度在 0.3~1 之间。多孔金属的密度、绝对密度或者相对密度，是其主要特征之一。从多孔金属的密度来看，就有了一种从“宏观”水平描述这种方法。

另一个主要特征是孔结构。孔结构的波动，会导致密度的不均匀性，因此局部的密度分布可以更准确地描述多孔金属。这种描述多孔金属结构的方法属于“介观”水平。

然而，这里所定义的宏观、介观和微观并非标准化的。本书的 4.1 节中介绍的内容将有助于研究者对这种等级结构的分类有进一步理解。

真正的多孔金属并没有完美理想的孔结构，但理想孔结构的分析仍有助于对多孔金属结构特性的描述。理想的孔结构模型至少应包含一个可描述整个结构的三维孔单元。多数的情况下，孔形态可被认为是多边形的。例如，蜂窝的截面是六边形的网络结构；金属泡沫、海绵或者网格状材料是真正的三维多孔金属结构。

的代表。

相邻的孔之间如通过孔壁或面连接，这种结构称为闭孔泡沫结构；另一类开孔泡沫结构是可渗透的。有时这种分类并不是很清晰，因为有些多孔金属中既有闭孔也有开孔。

为了解三维结构，我们构造了一个理想的单元结构（见图 4-1）。从几何学的观点看，这有助于我们理解由孔棱（棱）框架所构成的孔结构，这些棱在

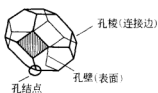


图 4-1 十四面体单元的空间结构 (kelvin cell)，由孔壁（面）、孔棱（连接边）、及孔结点组成

结点（顶点）处相交。该空间单元是一个 Kelvin 十四面体，这种结构的单位体积的表面积较低。大部分由液体中的气体膨胀而形成的泡沫材料都易于形成这种孔结构。基于这个原因，该结构常被用于模拟分析^[1~6]。知道了每个孔的几何形态就能计算出多孔金属的相对密度。通过 Kelvin 孔结构的例子，就可以详细描述结构的主要特性了。这些参数可以表征孔结构的形状、尺寸、分布、孔棱、结点和孔壁的几何特征，以及相邻孔之间的关系。确定

这些参数有助于说明实际多孔材料与理想的孔结构相比所具有的缺陷和不足（见 4.1 节）。

这些众多的参数是可以确定的，但需要知道这些参数是否都是有用的。假如我们想理解工艺参数与孔结构之间的关系（见第 2 章及 4.1 节）、孔结构与性能之间的关系（见第 5 章及 4.1 节），就需要研究和尽可能精确地对孔结构及其缺陷进行量化表征。

另一项任务是确定多孔金属的力学性能模拟（见第 6 章和 4.1 节）所需的结构参数。以真实泡沫结构的数据为基础，可模拟产生虚拟的孔结构（如 Voronoi 网格）。

典型的金相技术可用于表征孔结构特性。一般的技术如光学显微镜和定量图像分析仪可给出孔的尺寸、孔壁的厚度、方位和相邻孔之间的关系等相关信息（见 4.1 节）。

结构表征的另一个（可能是更重要的）任务是检测多孔构件的质量，但对多孔构件的质量标准还没有明确的定义（见 4.3 节）。表观密度是所有概念的基础。密度的粗略估计可通过称量已知体积试样的重量而获得，较准确的结果可通过阿基米德定律获得。不幸的是，并非所有的构件都有密闭的表面，因此实验中要防止液体的渗透，否则获得的实验结果是没有价值的。

多孔构件的局部密度分布可通过 X 射线照相术或者计算机 X 射线层析照相术 (XCT) 确定（见 4.2 节）。

通过局部密度的分析可确定金属的分布是否均匀，如果不均匀，构件上就

会有硬或者软的区域存在。采用分辨率为 $10\mu\text{m}$ XCT 扫描技术使我们能够对孔结构和缺陷进行研究。对于密度分布和缺陷检测,除了 XCT 扫描技术,其他无损测试技术如超声波测试、涡流电场测试法或同步温度记录法都在考虑范围之内。

由以上介绍可以得出结论,结构分析是多孔金属和泡沫研究的基础。研究的目的是找出结构、工艺技术、性能之间的关系,并通过模拟加以描述和理解。本章将对金属泡沫的典型结构进行讨论,并对结构与性能的关系进行描述(见 4.1 节)。在 4.2 节中对 XCT 技术(一种用于多孔材料的典型无损测试技术)进行了讨论。借助 XCT 技术,可以推测材料的质量特性,这将在 4.3 节中进行介绍。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids; Structure and Properties, 2nd ed, Cambridge University Press, UK 1997
- 2 M. J. Silva, L. G. Gibson, Int. J. Mech. Sci. 1997, 39 (5), 549
- 3 W. E. Warren, A. M. Kraynik, J. Appl. Mech. 1997, 64, 787
- 4 N. J. Mills, A. Gilchrist, J. Appl. Mech. 2000, 122, 67
- 5 J. L. Grenstedt, K. Tanaka, Scripta Mater. 1999, 40 (1), 71
- 6 T. Daxner, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, R. Denzer, M. Maier, Materwiss. Werkstofftech. 2000, 31, 447~450

4.1 多孔泡沫金属的结构特征

B. Kriszt, U. Martin 和 U. Mosler

对理想孔结构的模拟和实验研究表明,多孔材料真实的孔结构是决定其性能的关键因素。这就要求对多孔材料加以表征。表征的目的是为了确定相关的结构参数,并了解它们对多孔材料性能的影响。本节主要描述了多孔结构和性能之间的关系。

4.1.1 多孔金属结构特征的定义及对性能的影响

如图 4.1-1 所示,我们定义了 30 多个结构参数来描述多孔材料的几何结构。

如本章的简介部分所介绍的,多孔金属由于孔洞的存在是一种不均匀的材料,就如复合材料一样。孔的形状和分布称为几何结构。在一些多孔金属中,几何结构可用肉眼进行观测,孔尺寸的范围从十分之几毫米到几厘米不等。为获得几何结构的外观形貌,可用数码相机或者普通的扫描仪进行记录,这些系统可达到的放大倍数为 10 倍左右。

几何结构(孔结构) = 孔 + 孔骨架或基体金属		
→开孔或闭孔	→体积分数	→孔壁的厚度和长度
→孔排列的规则性	→形状因子	→结点数/面积
→相邻孔的关系	→高宽比	→孔壁的弯曲/皱褶
→随机模型	→取向	
(棋盘形模型)	→尺寸	
→多孔材料的化学成分	微结构	
	→枝状晶结构	→共晶,共晶孔
	→晶粒→颗粒	→微孔
	→化学不均匀性	→夹杂
		→析出
		→位错

图 4.1-1 描述泡沫金属结构的参数系列,几何结构和微观结构由分辨率所确定

假如我们将孔结构放大,可看到另外一个等级的结构(亚结构),即多孔构架的微观结构。通过光学显微镜或者电子扫描显微镜,在微米级分辨率下,可观察到金属的孔结构、微孔和裂纹等。假如用透射电镜,其线性分辨率可增加到毫微米级,这样我们可观察到位错或细小的析出物。

由此可清楚地认识到多孔材料是很不均匀的材料,它们由不同等级的结构构成。在描述多孔材料时,应知道影响多孔材料性能的不同的结构特征是可以按等级水平来加以定义的。

掌握这个复杂的系统是相当困难的。因此,基于真实结构的一般性材料规则并不能用于解释结构对性能的影响。此外,用于表征多孔金属的准则也还没有建立。最近几年,虽然已经认识到结构特征对性能的影响,但它们的相互作用以及对真实金属泡沫的影响还没有在定量水平上得到充分的认识。

4.1.1.1 孔的密度和体积百分数

密度分布是最重要的结构特征之一。从 Gibson 和 Ashby 的计算模型 (scaling model or scaling law)^[1] 可得出相对密度、刚性模量和平台应力之间的关系。最近,有些人对计算模型进行了修正^[2,3]。通过计算模型我们可清楚地理解不均匀的密度分布对力学性能的影响(见 6.2 节)。最早的计算模型是从立方体单元的棱厚度和长度这样的结构参数获得的,这些结构参数被假设为是恒定的、并可由相对密度代替^[1]。

令人惊奇的是,密度通常不能用定量结构分析的方法所确定^[4]。真实的多孔金属的密度分布受图 4.1-2 中所列举的许多结构特征的影响。

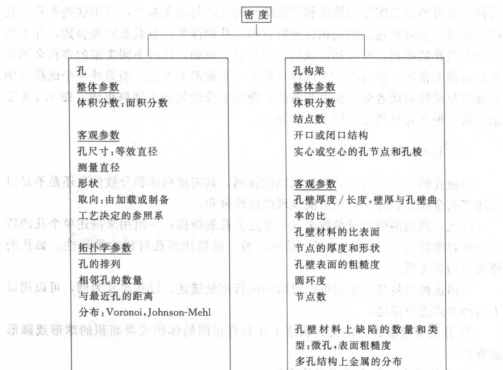


图 4.1-2 密度与孔及孔骨架的关系

多孔材料中孔所占的体积百分数越高, 材料的密度就越低。所以孔的体积百分数似乎是一个很重要的参数。如果没有 XCT 层析照相术 (见 4.2 节和 4.3 节), 对不透明三维结构的研究就仅限于截面的分析。假设一定的界面条件, 定量

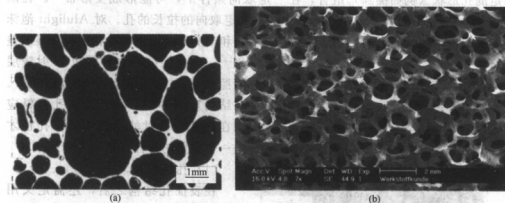


图 4.1-3 (a) PCF 工艺制备的 Alulight 泡沫闭孔结构: 不均匀的孔尺寸及不规则的孔形状; (b) 开口镍泡沫的孔结构: 均匀的孔尺寸及规则的孔形状

图像分析可给出二维结构特征和三维结构特征之间的关系^[5]，应用这些关系，孔的体积百分数可通过孔的面积百分数获得。孔的体积百分数是宏观参数，并不能给出有关孔的排列、尺寸和形状的任何信息。例如，两种不同类型的多孔金属虽然有相同的密度，但其中一个试样可能有一个或两个大孔，而另外一个试样（例如通过复模技术或者熔模技术制备的）则由十分均匀的小网格组成。图 4.1-3 显示了这两种多孔材料在结构上的差异。

4.1.1.2 孔的形状和尺寸

即便孔的尺寸是均匀的并呈规则性排列，其密度和体积分数信息还是不足以描述多孔金属。另外，孔还可能呈现位向性分布。

因此，须用两组定量参数来进一步定义孔的结构：一组用来描述单个孔的特性（客观参数），如尺寸、形状、位向；另一组描述多孔材料的排列性，如孔的排布和相邻关系。

采用这两组特征参数就可以对结构进行定量描述。以孔尺寸为例，可以用以下两种方式进行描述：

① 孔的等效直径，定义为和这个孔具有相同的体积或者面积的球形或圆形的直径；

② 孔的最大、最小或者平均直径。

结构对性能的影响是多种多样的。已经证明碳泡沫孔的尺寸对抗压强度有影响，而对刚度和断裂韧性没有影响^[6]。

假设孔尺寸对力学性能有影响，但实验并不能获得真实金属泡沫中大孔的作用机制，孔尺寸的不均匀分布被认为是影响力学性能的缺陷。已证明孔尺寸和一定的孔形状（例如椭圆）组合，在一定取向条件下，可能形成变形带^[7]。在图 4.1-4 中，明显可见 Alulight 泡沫中具有一定取向的拉长的孔。对 Alulight 泡沫材料孔特征的研究表明，变形区中孔的取向和未变形区域中的孔相比有明显的差别^[8]。类似的结论在计算机 X 射线层析照相术的原位实验中也得出^[9]。与结构应用不同，只有当多孔材料应用在热交换或过滤系统中时，孔径才是一个重要的特性（见 7.2 节）。

(1) 孔构架

在表征孔结构之后，还需定义用来描述孔构架的参量。正如本章的简介部分所叙述的那样，构架是由孔棱及相交的结点构成的。在闭口结构中，

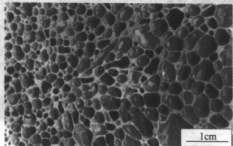


图 4.1-4 孔尺寸的不均匀分布；

形状的随机性和大孔

孔棱由分隔孔的孔壁连接。

由结点、棱和孔壁处金属的体积百分数可确定多孔材料的密度。可描述的特征有：结点数；每个孔的孔棱数和孔壁数；孔棱的长度、厚度和曲率；结点和棱之间的夹角；棱的形状；与棱相连的孔壁数与与结点相连的棱数。不透明试样图像分析的不足之处是很难确定结构中面、棱和结点的准确位置 and 变化范围。

所有这些参数对均匀和完美结构泡沫材料的力学性能都有重要的影响。对于实际的泡沫材料，还必须用另外的参数来表征固体材料的聚集状态。Klocker 提出了群簇测量的协方差函数分析法：将没有变形的 Alporas 试样和发生变形的 Alporas 试样进行比较，孔群簇可由协方差的下降来加以说明。另一种表征群簇的方法是偶相关函数 (pair correlation function)^[16]，但是这种方法还未用于金属泡沫中孔群的描述。

(2) 多孔金属和泡沫的缺陷

表征多孔材料的另一重要方面是缺陷的描述。使性能下降的所有结构因素被称为“缺陷”或是“未知因素”，它们可用 Gibson 和 Ashby 计算模型确定。

首先是几何缺陷，即孔几何形态偏离理想多边形或孔棱呈不规则形状。可以用各种模型（见 6.1 节）来表征缺陷。孔壁的皱褶、壁厚的不均匀或孔形状的不均匀等都会导致多孔材料刚度和强度的下降。不幸的是，大多数金属泡沫都有类似的缺陷。

孔棱和壁上的缺陷显著降低了泡沫金属的弹性模量。已知的两种典型缺陷是孔棱的弯曲和孔壁与孔棱的皱褶。孔壁皱褶在泡沫金属中经常可见，如 Cymat (Alcan) 或 Hydro 泡沫，这些泡沫的孔壁很薄，其厚度远小于孔尺寸（见图 4.1-5）。孔壁弯曲或孔壁皱褶常发生在发泡或凝固过程中。

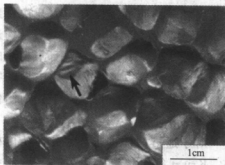


图 4.1-5 熔体法 (Combal) 制备的泡沫的孔壁皱褶

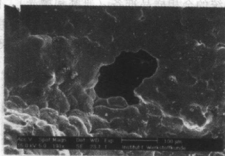


图 4.1-6 孔壁缺陷 (微裂纹, 表面粗糙度)

在一般的分析模型中，孔棱或孔壁通常被描述为具有理想形状且厚度不变的梁或框架。但在实际的泡沫材料中，由于发泡过程中金属流动的动力学因素，导致结点和孔棱处的金属较厚。熔体的流动还导致了孔壁的破裂。在凝固过程中，

在固液界面处的枝晶生长和熔体收缩使孔壁、棱、结点起皱。图 4.1-6 是一凝固孔壁的表面，在冷却凝固过程中熔体收缩导致了孔壁起皱和裂纹的产生。这些初始裂纹对疲劳韧性的影响仍在研究之中。

微孔的形成与熔体向结点的流动有关（边界效应）。由于结点处熔体量的增加，热流使结点表面熔体凝固，当结点处的熔体完全凝固时，小孔就会在结点的中部形成，如铸造过程中缩孔的产生那样。在孔结点处或者在较厚的孔棱上可观察到这些微孔。

4.1.2 实际泡沫金属几何结构的表征方法

尽管已具备了研究泡沫金属的 XCT 技术（见 4.2 节），但通常还是采用二维定量图像分析法进行泡沫金属的结构表征。目前，大部分的研究都是基于孔结构横截面的分析而进行的。若需要对立体测量学的原理作进一步的了解，读者可参考 Exner^[15] 和 Ohser^[16] 的文献。

在接下来的部分，将描述多孔金属和泡沫金属的结构，并讨论其典型的结构特征。在进入详细的结构分析以前，先给出泡沫金属及其样品制备的一些信息。

4.1.2.1 样品的制备

准备金相样品的第一步是从泡沫上切下一块样品。在早期的泡沫材料研究中，由于缺乏了解而坚持认为金属泡沫必须采用电火花线切割进行切割，以免损坏孔或孔壁。研究表明，用精确的电锯在低速和小的切削力情况下也可获得和电火花线切割一样好的效果，且可减少时间和节约成本。

下一步，在真空中将样品埋入环氧树脂中，使孔填满环氧树脂，紧接着进行传统的金相样品准备（研磨和抛光）。使孔充满环氧树脂的工序要重复几次直到所有的孔都充满环氧树脂为止。假如想通过光学显微镜对材料孔壁的微观结构进行研究的话，这种方法可产生好的结果。假如要采用扫描电镜，填满环氧树脂的

样品表面必须导电，埋入高导电性的物质如富铜的环氧树脂将有助于提高图像的分辨率和质量。

对于通过扫描进行数字化分析的样品，Kriszt 等人建议采用另外一种制备方法^[17]：精确切割发泡样品，接着进行着色和研磨，使孔周围的金属重新获得金属光泽。对于大区域的几何结构分析，这是一种实用的方法。样品准备好后，采用高分辨率模式进行表面扫描，

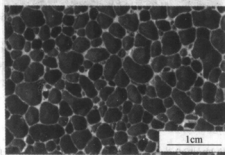


图 4.1-7 Alporas 泡沫的几何结构，通过扫描获得的数字图像

并转化成数字图像。图 4.1-7 是用这种技术制备的 Alporas 泡沫的截面图。

4.1.2.2 孔尺寸

如图 4.1-3 (a)、图 4.1-4、图 4.1-5 和图 4.1-7 所示, 用粉末致密化发泡技术所生产的泡沫金属(如 Alulight 泡沫或 Fraunhofer 泡沫)在结构上与用熔体工艺生产的泡沫金属(如 Alporas 泡沫、Cymat 泡沫和 Combal 泡沫)是不同的。

Alulight 泡沫似乎较 Alporas 泡沫有更多不规则(形状和尺寸)的孔, 这是 PCF 材料的典型特点。泡沫金属如 Alulight 泡沫材料的另一个结构特点是在发泡构件中固态金属分布的不均匀性[见图 4.1-3 (a) 和图 4.1-4]。在参考文献 [18] 中, 把这些固态材料富集的区域看作硬区。

在图 4.1-8 (a) 和图 4.1-9 (a) 中, 对两种类型的泡沫孔尺寸进行测量发现, 它们具有相同的平均等效直径, 大约为 3mm。两种泡沫的等效直径曲线都

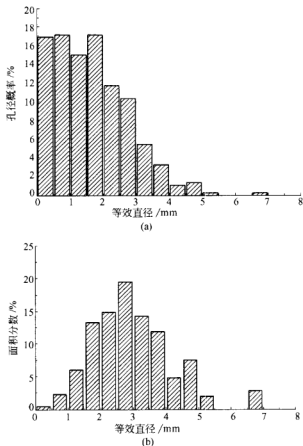


图 4.1-8 Alulight 泡沫的孔径分布: (a) 等效直径与孔径概率;
(b) 等效直径与面积分数

有双峰出现。大部分的小孔是由凝固收缩而产生的。有趣的是, Alulight 泡沫的分布曲线似乎总是较宽。由于有大量的小孔, 所以孔的尺寸分布由这些小孔所决定。对于尺寸大于等效直径的孔, 其孔的面积百分数反映了大孔对几何结构分布的贡献 [图 4.1-8 (b) 和图 4.1-9 (b)]。采用这种方法可容易地对结构形态进行描述。几乎在所有用 PCF 技术生产的样品中, 如 Alulight 泡沫, 都可以观察到尺寸大于等效直径 5 倍的大孔, 但是在用熔体法生产的泡沫金属中却没有这种情况出现。

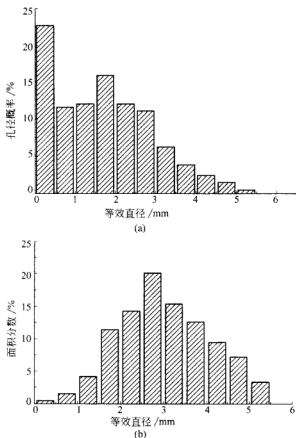


图 4.1-9 Alporas 泡沫的孔径分布: (a) 等效直径与孔径概率;
(b) 等效直径与面积分数

Miyoshi 等人认为, Alporas 泡沫可根据孔尺寸大小分为两类: 一类是孔径为 1~13mm 的传统吸声型; 另一类具有较小的孔径, 在 1~7mm 范围内^[19]。

Alulight 泡沫和 Alporas 泡沫有着相似的孔径范围, 而 Hydro 泡沫或 Cymat 泡沫的孔径可超过 1cm。这两组泡沫的主要区别在于, Alulight 泡沫和 Alporas 泡沫都是以 TiH_2 作为发泡剂, 而第二组泡沫则是气体直接喷吹到熔体中导致了

孔的形成。

正如 4.1.1 节所讨论的那样,密度和孔尺寸是两个用来表征泡沫材料结构的参量。虽然已经认识到这两者是相互关联的,但许多用户还是要求密度和孔尺寸可以任意地调整。从 FORMGRIP 工艺得到的数据发现^[20]密度是孔尺寸的函数(图 4.1-10)。Korner 等人在从事发泡过程中孔的变化过程的研究中,也得到了同样的结果^[21],并提出孔的平均尺寸和密度的倒数成正比的关系。如对 Alulight 泡沫、Alporas 泡沫、Hydro 泡沫或 Cymat 泡沫进行检测的话,可得到同样的结果。

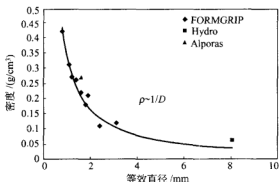


图 4.1-10 各种泡沫的密度与孔径的关系
(FORMGRIP 泡沫数据由文献 [20] 提供)

4.1.2.3 孔形状

如果泡沫金属的孔都有理想的多面体形状(如 Kelvin 模型),就可找出二维截面上和三维形状中每个孔的棱数和面数之间的关系^[15,16]。但 Degischer 等人却发现,泡沫金属中的孔不可能具有理想的多面体形状^[18]。因此,为了对不同类型的泡沫形状进行二维表征,就只能应用形状因子。

从定量结构学可获得形状因子的各种定义方法。Klocker 将孔的最大尺寸和最小尺寸之比定义为形状各向异性率^[10]。Simone 也有类似的定义(椭圆形状率)^[22]。另一个形状因子是圆形成度,与孔的面积和周长的平方之比相关^[23]。对所有提及的形状因子而言,圆形的形状因子的值都是 1。圆形成度使得人们能对孔的形状进行说明,如矩形的圆形成度是 1.4,规则五边形的是 1.1。

Klocker 证明了 Alporas 泡沫和 Alulight 泡沫的形状各向异性率的平均值都是 1.5^[10]。Alulight 泡沫的椭圆形状率是按高斯分布的,且平均值为 0.6。在 Cymat 泡沫中,椭圆形状率是 1.8^[22]。对发泡过程中孔的演变规律的研究表明,低膨胀率的泡沫(高密度泡沫)易于形成圆孔。当发泡继续进行时,孔的形状变

成了多边形或椭圆形^[23]。

4.1.2.4 孔的取向

孔的取向仅在确定了参考系时才有意义。为便于研究,参考轴的取向一般为工艺的主要方向,例如发泡的方向或传送带系统的送料方向。另一类参考系可根据加载方向确定。惟一种与工艺相关的具有系统而明显取向的泡沫是 Hydro 泡沫和 Cymat 泡沫^[22]。通常, Alulight 泡沫和 Alporas 泡沫上的孔并没有明确的取向^[17,22]。

4.1.2.5 孔壁和孔棱的厚度

尽管孔壁的厚度对力学性能有很大的影响,但已发表的有关真实孔壁厚度的文献却非常少。也许是因为很难确定从孔结点到孔壁和孔棱之间的过渡性及分界。因此,很难用定量图像分析技术来测量这些结构特征。

Berger 指出,用粉末冶金技术生产的泡沫,其孔壁厚度的分布呈不对称形^[24]。最薄的孔壁厚度大约是 $70\mu\text{m}$,最厚的孔壁厚度是 $500\mu\text{m}$,多数的孔壁厚为 $150\mu\text{m}$ 。令人惊奇的是,孔壁厚度与泡沫材料的密度无关。

Klocker 分析了 Alulight 和 Alporas 泡沫的孔壁的平均厚度与平均长度的比^[10]。这两种泡沫材料都表现出了非常不对称的分布。在 Alporas 泡沫中,孔壁的平均厚度与平均长度比为 0.1 时的概率最大,约为 40%,明显高于 Alulight 泡沫中孔的平均壁厚与平均长度比为 0.18 时的最大概率(15%)。

平均厚度与平均长度之比,表明这两种泡沫的分布是相同的,概率最大的比是 0.1。Mosler 等人分析了 Alulight 泡沫的孔棱的宽度^[24],发现其平均宽度不超过 $130\mu\text{m}$,因此可计算出 Alulight 泡沫孔棱的平均长度大约为 $750\mu\text{m}$ 。

4.1.2.6 拓扑学特征

在表征泡沫结构时最困难的工作是对其拓扑关系的描述。假如没有真实泡沫的复杂的几何结构模型,那么对基于二维分析的多孔材料拓扑学的理解就会受到限制。现已对孔结构的分布计算进行了初步的尝试。

Klocker 测量了 Alporas 和 Alulight 泡沫中相邻孔的平均数。相邻孔的数量变化范围为 1~10。在 Alporas 泡沫中,平均相邻孔的数量是 4.5;在 Alulight 泡沫中,平均相邻孔的数量是 5,比 Alporas 泡沫材料的稍高一点。在压缩所产生的变形带中,分析表明其平均相邻孔的数量较低^[10]。

另一个帮助我们描述拓扑关系的参数是相邻的最近孔的距离。Mosler 等人发现 Alulight 泡沫的平均距离为 $900\mu\text{m}$ ^[24]。

可用棋盘形模型来表征二维孔排布的图样。从其他的文献[10, 24]中我们也

可以找到有关多孔结构棋盘模型的信息。Klocker 用 Voronoi 模型来描述 Alporas 泡沫的结论是乐观的。但是,对于 Alulight 泡沫,由于其样品中的孔结构明显受取样位置的影响,所以结论意义不太大。Klocker 提出了 Johnson-Meehi 模型,并考虑了孔壁的弯曲。和 Klocker 的工作相反, Mosler 等人的研究证实 Voronoi 模型和 Alulight 泡沫材料的结构有很好的吻合性^[24]。Klocker 对这两种相反的结论进行了解释,认为 Alulight 泡沫材料结构的均匀与否是导致相反结论的原因。

4.1.3 多孔材料的显微组织表征

了解泡沫金属的显微组织(晶粒、晶界、析出物、位错等)是必要的,因为显微组织对力学性能有影响。如前所述,由不同的合金制成的密度相同的发泡样品具有不同的平台应力^[25]。材料的不同硬度表明,显微组织决定平台应力的结论是正确的^[26]。

塑性较好的合金,如锻造铝合金,在压缩时会发生孔的塑性坍塌变形;脆性铸造合金在压缩时会发生孔的脆性破坏。这两种不同的变形行为说明了由锻造铝合金生产的泡沫材料强度连续性增加的原因,而第二种泡沫材料的强度呈现出了明显的波动^[25]。另一个受显微组织影响的现象是经回火处理后的泡沫金属由于弥散强化而导致的强度增加^[26,27]。

在大多数泡沫金属中都加入了合金元素或颗粒以获得稳定的液体泡沫(见图 4.1-12)。这种添加物经常会改变甚至是完全改变合金的结构。例如,Alporas 泡沫材料就是一种不常见铝合金,原因是加入的 2% 的钙完全改变了合金的成分。想了解更多的有关 Alporas、Cymat 和 Alcan 或 FORMGRIP 泡沫显微组织结构信息的读者可参考其他文献 [28, 29]。在 FORMGRIP 泡沫的制备过程中加入了 SiC 类的颗粒作为稳定剂,所以这种材料具有和颗粒强化复合材料类似的显微组织^[29]。

发泡材料的显微组织一般都为凝固、无形变的状态,这与铸件的显微组织相类似。金属泡沫中出现的枝晶、共晶胞、析出物或颗粒取决于其化学成分(见图 4.1-11)。即使是很薄的孔壁,其冷却速度也不是很高,枝状晶的尺寸可达几百微米。在大多数情况下,枝状晶或共晶胞的尺寸可达到孔壁的厚度水平。多数的枝状晶是等轴晶,有时也可呈球状晶[图 4.1-11(a)]。这种现象可以解释为:发泡过程中的熔体像普通熔体一样过热,并立即导致了泡沫的坍塌,使均匀分布的晶核能够在熔体中保留下来,并最终形成了等轴枝状晶。

Müller 等人发现了另外一个有趣的结论:在对 AlSi7 铸造合金 Fraunhofer 泡沫的显微组织^[30]进行研究时,发现了发泡后出现的一些富钛的颗粒(图 4.1-13)。可以推断这是 TiH₂ 发泡剂的残留物所致,是在扩散垒的作用下稳定下来

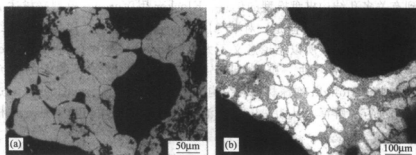


图 4.1-11 孔壁的微观组织结构：(a) 锻铝合金 Alulight 泡沫的树枝状结构；(b) 铸铝 AlSi7 合金 Alulight 泡沫的树枝状共晶组织

的。Braune 等人报道（见 3.1 节）了已发泡的样品在热成型前加热时的二次发泡现象。两个研究都表明，由于在 TiH_2 周围形成了一层金属间化合物，导致 TiH_2 的分解减慢。

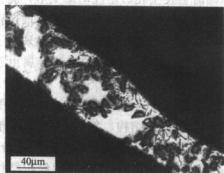


图 4.1-12 颗粒稳定的金属泡沫的微观结构



图 4.1-13 孔壁的富钛颗粒

4.1.4 结论

大部分有关多孔材料结构分析的工作都集中在对孔的结构特征或局部密度的研究上，但有关泡沫金属特殊显微组织对性能影响的研究却很少。多孔结构的模型分析促进了泡沫材料研究，并可了解到多孔金属的显微组织和密度对性能的影响。已有的大多数结构数据都是通过金相截面图的分析获得的，从三维分析或 XCT 技术分析获得的结构分析数据很少。

随着多孔金属研究的继续，显微组织的研究显得越来越重要了。经常出现的典型缺陷有孔形状的不规则、裂纹以及金属基体本身的微孔。将来泡沫材料的研究重点应放在显微组织研究上，因为并非所有的性能都能通过其结构而解释清楚，并且掌握显微组织的知识对于理解工艺过程也是必要的。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*, 2nd edn, Cambridge University Press, UK 1997
- 2 R. Gradinger, F. G. Rammerstorfer, *Acta Mater.* 1999, 47, 143~148
- 3 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000, p. 42
- 4 F. N. Rhines, *Microstructology*, Riederer Verlag, Stuttgart 1986
- 5 H. E. Exner, H. P. Hougardy, *Einführung in die Quantitative Gefügeanalyse*, DGM Informationgesellschaft, Oberursel 1986
- 6 R. Brezny, D. J. Green, *Acta Metall. Mater.* 1990, 38, 2517
- 7 B. Kriszt, A. Falahati, K. Faure, H. P. Degischer, *Bauteilversagen durch Mikrodefekte*, DVM-Bericht 518, 1998, p. 195
- 8 B. Kriszt, B. Foroughi, K. Faure, H. P. Degischer, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Bahnhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 241
- 9 H. Barth-Smith, A. F. Bastawros, D. R. Mumm, A. G. Evans, D. J. Sypeck, H. N. G. Wadley, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS, Warrendale, PA 1998, p. 71
- 10 T. Klocker, "Image Analysis of Metallic Foams", Thesis, Vienna University of Technology, Austria 1999
- 11 J. L. Grenestedt, *J. Mech. Phys. Solids* 1998, 46, 29
- 12 J. L. Grenestedt, K. Tanaka, *Scripta Mater.* 1999, 40, 71
- 13 J. L. Grenestedt, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS, Warrendale, PA 1998, p. 3
- 14 A. E. Simone, L. J. Gibson, *Acta Mater.* 1998, 46, 3929
- 15 H. E. Exner, *Int. Metall. Rev.* 1972, 17, 25
- 16 J. Ohser, U. Lorz, "Quantitative Gefügeanalyse" in *Theoretische Grundlagen und Anwendung*, Freiburger Forschungshefte Reihe B, 276, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1994
- 17 B. Kriszt, A. Kottar, T. Klocker, H. Knoblich, H. P. Degischer, *Fortschritte in der Metallographie*, G. Petzow (ed), Prakt. Met. Sonderband, Vol. 30, DGM-Informationgesellschaft, Frankfurt 1999, p. 385
- 18 H. P. Degischer, A. Kottar, B. Foroughi, in *X-Ray Tomography in Material Science*, J. Baruchel, J. Y. Buffiere, E. Maire, P. Merle, G. Peix (eds), Hermes, Paris 2000, p. 165
- 19 T. Miyoshi, M. Itoh, A. Akiyama, K. Kitahara, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Bahnhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 125
- 20 V. Gergely, T. W. Clyne, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Bahnhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 83
- 21 C. Körner, F. Bergen, M. Arnold, S. Stadelmann, R. F. Singer, *Mater. Sci. Technol.* 2000, July ~ August, 781~784
- 22 A. E. Simone, "Porous Metals and Metallic Foams", Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Boston, MA 1997
- 23 F. Berger, "Einfluss der Prozessparameter auf die Schaumstruktur von Al-Schäumen auf pulvermetallurgischer Basis", Thesis, Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Technologie der Metalle, Universität Erlangen, Germany 2000
- 24 U. Mosler, G. Heinzel, U. Martin, H. Oettel, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 519~522

- 25 B. Kriszt, B. Foroughi, K. Faure, H. P. Degischer, Mater. Sci. Technol. 2000, 16, 792
- 26 B. Kriszt, R. Grading, B. Zettl, "Untersuchung von Aluminiumschaum, inspeziellen der mechanischen Eigenschaften" in Werkstoffprüfung, Deutscher Verband für Materialforschung und-Prüfung, Bad Nauheim, Germany 1998, p. 167
- 27 D. Lehmhus, C. Marschner, J. Banhart, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley VCH, Weinheim 2000, p. 474~477
- 28 B. Kriszt, O. Kraft, H. Clemens, Materwiss. Werkstofftechn. 2000, 31, 432
- 29 Y. Sigmura, J. Meyer, M. Y. He, H. Barth Smith, J. Grenstedt, A. E. Evans, Acta Mater. 1999, 45, 5245~5259
- 30 A. Müller, U. Mosler, Fortschritte in der Metallographie, G. Petzow (ed), Prakt. Met. Sonderband, Vol. 32, DGM-Informationsgesellschaft, Frankfurt 2001, p. 279~284

4.2 计算机 X 射线层析照相术 (XCT)

E. Maire

XCT 作为一种反映材料内部结构的图像技术^[1,2], 对多孔材料和泡沫材料的结构分析以及无损检测技术的发展起到了重要的推进作用^[3~6]。本节将对 XCT 技术、装置以及一些应用实例等方面的内容进行概述。在本节的最后部分, 我们将讨论怎样通过显微组织的实际三维图像建立有限元模型, 并同时给出了相应的模拟计算结果。

4.2.1 技术原理

4.2.1.1 X 射线照相术

X 射线照相术基于简单的 Beer-Lambert 法则, 给出了 N_i 与 N_0 的比值-衰减系数 μ , N_i 是穿过衰减系数为 μ 、长度为 z 的样品通道的光子数量, N_0 为入射光的光子数。假如 μ 沿通道而变化, 则有以下 μ 随 z 变化的积分:

$$\frac{N_i}{N_0} = \exp \left[- \int_{\text{path}} \mu(x, y, z) dz \right] \quad (1)$$

μ 取决于位于 x, y, z 坐标处试样的局部单元体积的成分。对于铝来说, 60keV 以下 X 射线的光电效应为:

$$\mu(x, y, z) = K \rho \frac{Z^4}{E^3} \quad (2)$$

式中, K 是常数; ρ 、 Z 分别是所研究样品的密度和原子数; E 是入射光子的能量。当超过 60keV 时, Compton 效应起主导作用, 此时衰减和密度近似地成正比。

衰减规则解释了在实体材料的 X 射线照相中所观测到的衬度比 [见图 4.2-1

(a)], 因为置于样品后的探测器的每一点都位于不同的通道前, 假如材料是不均匀的, $\mu(x, y, z)$ 的积分将随 x 和 y 的变化而变化。

4.2.1.2 X 射线层析照相术

X 射线照相术的缺点是大量的信息都集中在一个面上, 且产生的图像很难用于分辨沿样品厚度方向上的重要微观结构特征的数量。层析照相术克服了 X 射线照相术的缺点, 该技术结合了来自不同层面的 X 射线图的大量信息, 每一个图像都是由位于样品后的探测器从不同的方位进行拍摄而获得的 [图 4.2-1 (b)]。假如图像之间的角度变化足够小的话, 根据这样一组图像, 就有可能重新计算样品每一点的 $\mu(x, y, z)$ 值。重构可通过基于背投影过滤 (filtered back-projection) 近似算法程序来实现^[1]。

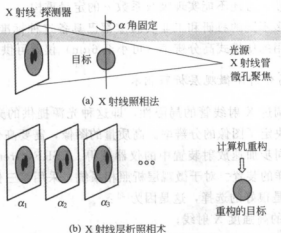


图 4.2-1 (a) 用中等分辨率散光的 X 射线照相原理图;

(b) X 射线层析照相术示意图

4.2.2 设备配置

设备的配置可各不相同, 但都应包括光源、固定样品的旋转平台和 X 射线探测器。获得数据图像最简单的一种方式是用二维的射线探测器, 这种探测器由可将 X 射线转化成可见光的滤光器组成, 可见光通过合适的光学镜头传递到 CCD 摄像机上。不同设备配置的共同几何约束是样品旋转轴必须平行于探测器平面并且其图像要沿 CCD 的柱进行排列 (最好是中心柱)。在对材料进行实际层析照相时, 至关重要的一点是空间分辨率 r 的实现, r 可定义为样品参照系中探测器像素的大小。其极值主要由在样品面上所获得的光子流量和设备配置所决定, 这将在下面的两个部分进行介绍。对于医用的层析照相 (XCT 扫描), 其分

辨率的极值在 $300\mu\text{m}$ 左右。材料科学家希望能够分辨尺寸为 $1\sim 10\mu\text{m}$ 的结构特征，因此必须开发合适的仪器。

4.2.2.1 中等分辨率微观层析照相术

要实现 $10\mu\text{m}$ 的分辨率（中分辨率），可采用锥形光束系统，这种系统以传统的微焦点 X 射线管为光源。这种装置在 INSA(法国里昂)的 CNDRI 实验室已经配备。用这种系统，在光源和探测器之间可通过调整样品的位置来改变放大倍数。分辨率的极限值取决于微焦点尺寸，它决定了目标图像的清晰度。这个尺寸有一定的最小限定值，因为假如光源尺寸太小，样品面上的光流量会变得太低以至于分析系统记录一张图像所需的时间太长。在这种实验设备装置中，可用多色光源以保证合适的记录时间。但这样又可能会由于光束硬化 (beam-hardening) 而引入人为的干涉，且还不能实现吸收系数 μ 的定量重构。

现在，在很多不同的科研和工业实验室都已具备这种标准的仪器设备装置，同时还有许多商用的便携式高分辨率（可小至 $6\mu\text{m}$ ）仪器可供选择。

4.2.2.2 高分辨率微观层析照相术

我们已经强调过 X 射线管的局限性，即这种光源提供的光流量较低。信噪比和空间分辨率决定了图像的分辨率。高质量的图像，需要高分辨率的层析照相术，目前可通过同步加速放射装置中的仪器获得。ESRF(Grenoble, 法国东南部城市)就有这样的装置。对于微观层析照相系统，采用第三代同步加速放射装置来产生 X 射线是很好的选择，这是因为^[2]：

- ① 锥形体内的高强度 X 射线；
- ② 接近平行的光束简化了图像的重构，改变了分辨率（取决于探测器的性能）；
- ③ 可用单色光可抑制光硬化和杯 (cupping) 效应，且能实现 μ 的定量重现；
- ④ 能获得高能量的光子（超过 100keV ），能穿透原子序数高的材料（高的 Z 值）。

ESRF 的 ID19 系统已在合适的 CCD 上实现了这些特性，这种装置能同时获得大的动态范围（13 位）、低噪声及短的转换时间（对于 1024×1024 的像素，低于 60ms ）。利用该装置可容易地获得 $1\mu\text{m}$ 左右的分辨率。

4.2.2.3 研究金属泡沫所需的分辨率

对于泡沫金属，中等分辨率的仪器装置已经足够，因为泡沫金属的微结构特征大小为 $100\mu\text{m}$ 数量级。在本书中特别是本节中所提到的各种不同的研究，都是用标准实验装置完成的。对聚合物泡沫的细微结构，利用高分辨率的仪器设备

可获得非常有趣的结果^[7]。

4.2.2.4 图像重构方法

图像的重构处理可基于 Feldkamp 算法^[8]，并通过 CEA-LETI(Commissariat a l'Energie Atomique, France) 的 C 语言程序来实现。选择斜面过滤器，可以保持空间分辨率。在 DEC500MHz 工作站上通过逐层分析方法重构整体图像。体积为 $350 \times 340 \times 128$ 三维像素的图像重构约需 1h。最终的结果是样品内部一个体积为 $r \times r \times r$ 的单元的 μ 三维图像。假如 μ 能被变成灰度值，这个图像就可显示出微观结构。位于铝实体中的三维像素具有高的 μ 值（高的灰度），而泡沫孔中的三维像素的 μ 值较低（低的灰度）。

4.2.3 实验结果

4.2.3.1 初始孔结构

图 4.2-2 是不同密度和孔尺寸的两个 Norsk Hydro 泡沫的二维图像，是从三维数据（样品的整体重构数据）中提取出来的。泡沫内部结构和孔壁排列都被很清晰地拍摄了下来，并且可容易地看出两个样品的不同之处。图中两种材料的相对密度分别是 6% 和 11%。图 4.2-3 是相对密度为 6% 的泡沫的三维透视图。该透视图通过消除孔（空洞处）的像素而获得，仅示出了孔壁材料。这个实际的图像与本书其他章节中的光学照片非常相似。利用这个图像可测量泡沫的三维结构特征，例如壁厚、壁尺寸、孔尺寸等，这些特征对材料的力学性能有很大的影响。

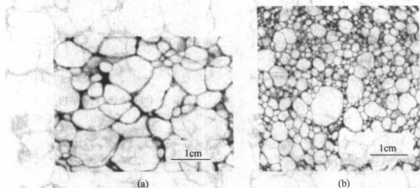


图 4.2-2 (a) 相对密度 6% 的 Norsk Hydro 泡沫试样的 X 射线层析照片中的一个片层图；
(b) 相对密度 11% 的 Norsk Hydro 泡沫试样的 X 射线层析照片中的一个片层图

另外，低分辨率的图形还可用来描述材料内部的密度分布（ μ 和密度有直接的关系）。金属泡沫的相对密度对力学性能有直接的影响，密度分布对性能、特

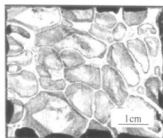


图 4.2-3 相对密度 6% 的 Norsk Hydro 泡沫的三维透视图

别是性能的分散性有很大的影响。相关内容将在本书第 6 章中进行介绍。

4.2.3.2 压缩过程中孔结构的变化

泡沫材料的压缩变形研究可通过不同变形阶段其内部结构的层析照相来进行。这样的研究在一些文献 [4~6] 中已有报道。现将有关实验细节和初步研究结果^[4]总结如下。

所用的压缩试验设备是 Adamel Lomargy 标准装置。样品放置于两个压缩平板之间并记录下压缩力/位移曲线。这里获得了屈服强度为 0.7MPa 的材料的 $\sigma(\epsilon)$ 曲线, 表明在塑性平台区应力有微量的增加。压缩过程中, 分三个阶段对内部结构特征进行了层析照相, 三个阶段的真实残余塑性应变分别为 0.065、0.2 和 0.6, 应变通过卸载后对六面体试件直接测量而得。

图 4.2-4 是样品同一区域的一组二维重构图像, 是针对四个压缩阶段, 通过数字化的无损方式提取的。四个压缩阶段中的残余塑性真实应变范围为 0~0.6。图像的位向与压缩轴平行。通过对比图 (a) (开始阶段) 和 (b) (残余应变

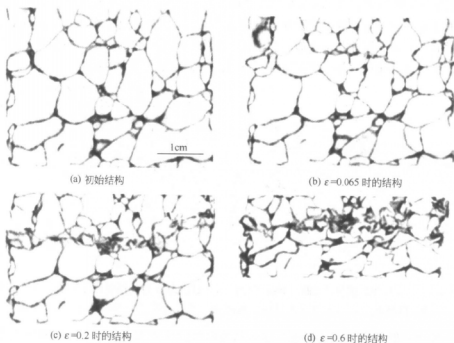


图 4.2-4 压缩样品的二维结构图

0.065), 可清楚地看到所研究泡沫材料在压缩过程中的变形机制。整个样品的塑性变形是不均匀的, 试样中几个孔壁的局部部位发生了弯曲变形; 在第二和第三阶段之间新增的弯曲变形的孔壁很少。随着变形的进行, 首先发生的是已变形孔的完全闭合, 同时并没有新变形孔的出现。通过观察所有弯曲变形的孔壁, 可看到这些孔壁都位于一个垂直于加载轴的变形带内 [见图 4.2-4 (c)]。该三维无损观测分析, 同时也证实了其他作者通过其他技术^[9]或者相同技术所获得的结论^[3,5,6]。

4.2.4 泡沫材料的有限元微观模拟

泡沫金属的内部结构相当复杂: 孔尺寸和孔壁长度都很分散。和蜂窝结构相比, 这种非周期性的结构使计算每个壁所承受的实际作用力变得非常困难。针对这种相互交错的复杂性, 可用有限元分析法对材料变形过程中的力和变形进行分析。在目前的研究中, 采用了真实泡沫材料的微观结构三维图像。下面, 介绍一种实际微观结构的简单图像网格模型。这种模型可被 ABAQUS 商用软件释读, 目前已用该软件完成了二维和三维计算。

4.2.4.1 真实微观结构的直接网格法

如前所述, 通过层析照相 (图像重构) 得到了一幅不同灰度等级的 3D 图像。在所用的实验装置的分辨率条件下, 单元的大小设为 $150\mu\text{m} \times 150\mu\text{m} \times 150\mu\text{m}$ 。以下所描述的方法是基于这样一个简单理念: 在三维有限元网格中, 用一个有限元立方体单元表示一个三维像素, 然后将位于孔 (空洞) 中的立方体单元从模型中去除。在现有实验条件下, 可认为上压头钢板和泡沫铝之间的接触面是平整的, 而下压头接点在三个方向上都是固定不动的。试样通过一块钢板与上压头连接, 并沿轴向从上往下施加压力。

4.2.4.2 结果

所有的计算都对孔壁的弹性行为进行了假设。

(1) 二维 (2D)

对于四结点二维单元图像层的处理, 用以上所述的方法就很简单了。我们用这种技术对图像进行了处理, 所用单元为平面应变四结点单元 (PE4 Abaqus 单元)。

图 4.2-5 是用 PE4 单元对图像计算后得到的孔壁应力张量的 σ_{22} 分量 (即加载方向上的名义分量) 云图, 图中的黑色表示高压缩应力。计算所得的应力并不是应力的绝对值, 但材料的应力状态可用颜色 (灰度) 进行表征, 利用颜色可简单地对拉伸和压缩应力进行区分。由应力分布可以看出, 在截面图像的顶部和底

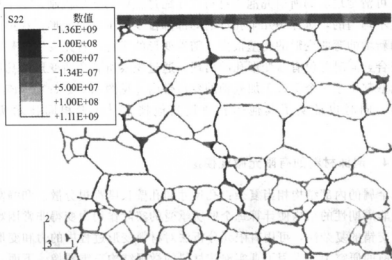


图 4.2-5 用 Abaqus 有限元软件将真实 2D 结构转换成网格计算分析
所得的应力云图 (此处的应力为正应力)

部的孔壁之间好像形成了承受高压压缩载荷的通道。这个通道呈“柱状体”，压缩载荷经由此通道进行传递，而通道外的区域承受的载荷较小。这样，材料承受高载荷的区域就很明显了。

假如对柱状体通道中沿压力轴取向的孔壁进行放大，我们可进一步地对压缩 (黑色) 和拉伸 (浅灰) 区域 (见图 4.2-6) 进行观测，以便对二维假设下的高应力弯曲特征作进一步的研究。图 4.2-6 可视为垂直于图像的无限长管 (孔) 的

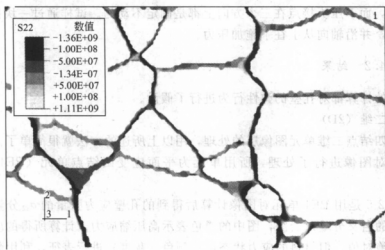


图 4.2-6 图 4.2-5 的局部放大，显示出应力场的弯曲特性

截面,满足平面应变条件。这种管形导致了平面内的高弯曲应力状态。

(2) 三维 (3D)

应用该技术对整个泡沫材料进行完全的三维计算需要 1 000 000 个单元格。这个数字对于我们今天的计算机来说是无法处理的。在原材料数据中选取一个 100^3 三维像素区域,为减少最终网格的单元数量,区域中的三维像素以 8×8 (在三个方向上是 2×2) 进行了分组,使最终网格中每个单元的尺寸增大到 $300\mu\text{m} \times 300\mu\text{m} \times 300\mu\text{m}$ 。按此方法将含有 $50 \times 50 \times 50$ 像素的三维体划分网格,并施加轻微的压力 (产生 0.02% 的弹性应变)。在标准的工作站上,这样的计算要花费大约 140h。图 4.2-7 和图 4.2-8 是计算获得的某一图层的 Tresca 剪应力的名义应力分布图,从图中我们能对孔壁的应力和应变进行分析。与二维模拟一样,彩色图简化地表征了应力的状态而不是应力的绝对值。注意在图 4.2-7 中,受拉伸的区域 (黑色) 比由等效二维计算 (图 4.2-6) 的拉伸区少了许多。这表明三维计算时,壁的应力状态和二维计算时的情况完全不同,特别是弯曲特征明显减少了。因此,三维计算要选用功能强大的计算机,并选择有代表性的材料层进行计算才能获得正确的结果。

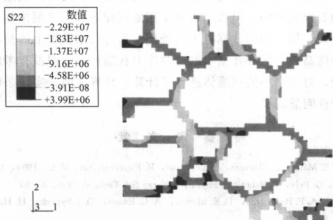


图 4.2-7 用三维单元对真实压缩试样的代表性区域计算得到的应力图

(此处的应力为正应力,应变为 0.02%,拉伸应力远小于

二维计算结果,见图 4.2-6)

4.2.5 结论

层析照相技术是一种功能强大的技术,适用于泡沫金属内部结构的三维无损分析和压缩过程中结构的变化分析。通过一些图例,说明应用这种技术可较好地描述泡沫的微观结构特征,并可分析这些特征对材料力学性能的影响。应用该技

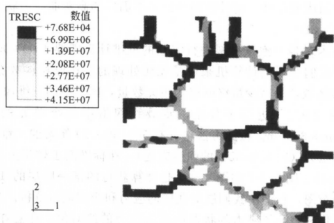


图 4.2-8 与图 4.2-7 条件相同时的 Tresca 剪应力计算结果图

术对同一样品不同的压力阶段的分析,能使我们更好地理解泡沫金属的变形机制。通过对 Norsk Hydro 泡沫的分析,证明该泡沫的变形是由孔棱和孔壁的局部弯曲所致,并集中在一个垂直于压力轴的变形带内。另外,利用图像可直接获得实际样品的有限元网格。但如果对整个压缩试样进行三维网格划分,网格的数量将会非常庞大,用一般的计算机无法处理。通过二维截面上的初步计算,我们看到了一些特殊高载荷区和孔壁中的弯曲应力状态特征,但没有考虑到孔棱的承载作用。最后,对一个小的三维体进行了计算,计算表明,实际条件下孔壁的弯曲应力状态特征明显减少。

参 考 文 献

- 1 J. Y. Buffière, E. Maire, P. Cloetens, G. Lormand, R. Fougères. *Acta Mater.* 1999, 47, 1613
- 2 V. Kaftandjian, G. Peix, D. Babot, F. Peyrin, J. X-ray Sci. Technol. 1996, 6, 94
- 3 H. Bart-Smith, A. F. Bastawros, D. R. Mumm, A. G. Evans, D. J. Sypeck, H. H. g. Wadley, *Acta Mater.* 1998, 46, 3582
- 4 E. Maire, F. Wattebled, J. Y. Buffiere, G. Peix, in *Proc. Euromat '99 Conf.*, Vol. 5, Munich, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley VCH, Weinheim 1999, p. 68
- 5 H. P. Degischer, A. Kottar, B. Foroughi, Ch. 12 in *X-ray Tomography in Material Science*, J. Baruchel, J. Y. Buffiere, E. Maire, P. Merle, G. Peix (eds), Hermes, Paris 2000
- 6 A. H. Benaouli, L. Froyen, M. Wevers, Ch. 10 in *X-ray Tomography in Material Science*, J. Baruchel, J. Y. Buffiere, E. Maire, P. Merle, G. Peix (eds), Hermes, Paris 2000
- 7 P. Cloetens, W. Ludwig, J. P. Guigay, J. Baruchel, M. Schlenker, D. Van Dyck, "Phase contrast tomography" in *X-ray Tomography in Material Science*, J. Baruchel, J. Y. Buffiere, E. Maire, P. Merle, G. Peix (eds), Hermes, Paris 2000, p. 115~125
- 8 L. A. Feldkamp, L. C. Davis, J. W. Kress. *J. Opt. Soc. Am.* 1984, 1, 612
- 9 A. M. Harte, N. A. Fleck, M. F. Ashby, *Acta Mater.* 1999, 47, 2511

4.3 质量特性判定

H. P. Degischer 和 A. Kottar

材料的性能决定了材料的质量。对于工程材料来说,要求其性能具有再现性,即对不同批次的产品要在规定的范围内表现出相似的性能,以使工程师能了解、预测材料的性能并对各种产品进行适合可靠的设计。材料科学已将大多数实体材料的微观结构和性能联系起来,这类材料的质量判定标准,可通过确定材料结构变化的范围(例如晶粒大小)和不均匀性(例如夹杂物的尺寸和出现频率)来制定。通常,工艺过程决定了材料的微观结构和相关的性能。

4.3.1 简介

多孔泡沫金属是一种具有工业应用价值的新型材料,因此,生产商们必须为他们的目标应用产品制定相应的技术规范。本书第7章提到各种各样的应用,每一种应用都有不同的性能要求。在建筑业中应用的质量标准与在热交换器或抗冲击吸能器中的完全不同。不同的泡沫金属可获得的性能和材料法则,已经具备并为工程技术人员提供了产品设计的依据^[1]。但大量的各种各样的工艺和产品,使多孔泡沫金属的潜在应用及合适的材料选择具有了很大的挑战性。

4.3.2 多孔泡沫金属的不均匀性

规则的多孔结构,如用于模拟的模型结构,是几乎不可能生产出来的^[2]。网格块体材料(LBM)具有最规则的三维结构^[3],可通过体积单元在三维空间的周期性排列来模拟分析,并获得相应的结构特征和性能。任何由LBM组成的宏观部件的性能都可通过已知性能的体积单元来计算(见第6章)。代表性单元(RV)包含的孔数量为能够反映单元性能的最少孔数量,是具有一定平均密度,能代表一定孔结构和相应性能的最小体积单元。因此,分析多孔材料的特性时,构件的尺寸必须大于RV。可以通过对理想微观几何结构规则性的任何变动(见4.1节)进行微观上的量化处理来评定材料的等级。

工程技术人员希望,所选材料的性能变化范围小并具有确定的最小值(有时是最大值);材料性能的范围既不取决于尺寸也不取决于形状,并且对构件的每一个部分都适用。一个RV应包括决定本质非均匀性材料(如多孔金属材料)性能的所有几何特征。当多孔结构的几何特征在一定的统计范围内分散变化(例如孔尺寸变化或裂纹的出现)时,性能的分散性问题就会出现,在确定RV时要充分考虑到这种变化(见6.1节的例子)。RV没有考虑到的特征可归类为结构缺

陷(例如过大尺寸的孔)。不管怎样,为能评定多孔材料的质量,就必须了解缺陷的频率、范围以及它们对性能的影响^[4]。

除几何结构之外,大多数真实多孔金属材料还表现出了更多的不规则性:物质沿孔边界和孔壁的非均匀分布^[5],此外孔和周围的材料之间的关系也各不相同,导致了结构内部密度分布的不均匀^[6]。局部密度的分布受几何缺陷的影响也很大(例如一个由薄孔壁包围的大孔会导致局部密度的减小)。所以,在多孔金属中存在着物质的不均匀分布及孔结构的变化^[7]。

由多孔材料制成的各种构件,不管是否有表皮层(通过铸造或发泡获得),其性能特征仅仅是针对具体的制备工艺和给定的形状而言的。这些构件的系列应用都要求构件具有性能的再现性,不仅宏观性能如此,而且传递载荷的局部区域也要求能实现性能的再现性。性能分散范围决定了我们所要求的质量水平。图 4.3-1 是一不规则多孔结构截面图,图中定义了三个比整体图像小的子区。同铸件一样多孔材料也存在相似的结构不均匀问题,材料的性能取决于凝固工艺并随结构厚度变化而变化。假如多孔金属的结构不均匀性是可以接受的,那么就必须要定量地规定其变化范围,并明确样品中对应的不均匀位置。一个结构不规则、密度分布不均匀的海绵状材料可视为一个多相材料,由许多性能不同的多孔材料子区构成(见 6.2 节)。因此,结构的不均匀性可以用不同的体积单元(子区)来

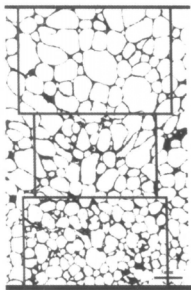


图 4.3-1 不规则孔结构(粉末致密化工艺制备)的横截面,由图可见不同孔结构的三个区域,每一个区域为均匀介观结构的一个子区

描述,每个子区由微观几何结构相类似的孔群组成,且其尺寸至少要和对应的 RV 一样大。假如子区很大时,可把它分成许多相同的 RV。如图 4.3-1 所示,在不规则孔结构的截面上,可明显看到代表不同孔结构的区域。

对于工程应用的多孔材料,与形状无关的质量标准仅能用于半成品的评定,例如以块体形式供货的 Alporas 和 Cymat 泡沫。净成型多孔部件则必须考虑几何形状、表面及载荷条件。可根据工艺路线来确定多孔金属或部件的性能,尽管工艺参数和所生产的多孔结构之间的相互关系还没能完全建立起来。每一类产品都可通过材料可能的统计性能和与质量相关的结构来加以表征^[7]。必须为设想的应用确定可接受的性能分散范围,这和结构的分散性也有关。超过规定范围,应明确缺陷对使用性能的影响程度。按目前的发展趋势看,通过工艺技术的改进来消除或者

大量减少缺陷是可能实现的。

另外,还可用等级法评定多孔金属的质量标准,根据4.1节所述的特征水平(宏观、介观和微观)进行分类,对材料性能进行相应的特征量化处理。

例如,部件的平均密度是宏观参数,问题是:在连续生产中指定部件密度的可重现性是怎样的?相关性能的分散度变化多大是可以接受的?给定部件在平均密度一定时,其性能也是分散的,因为部件的内部存在局部的密度分散,这可归类于介观水平上的变化。进一步的结构细节属微观水平,形状因子、孔壁和结点的尺寸和微观特征上的变化都必须根据可接受的微观变化范围进行统计量化和评估。

4.3.3 宏观参数

只表征整个多孔结构而不涉及详细结构细节的所有参数都可认为是宏观参数,如多孔结构的外观、原料的成分、工艺方法等。

4.3.3.1 多孔金属的类型

在第2章中已对多孔金属的类型进行了定义说明。多孔构件的结构特点可通过工艺途径定性确定,工艺途径决定了孔的类型(开孔还是闭孔)。开孔程度可由液体或气体的渗透性来测定。发泡法生产的多孔结构在液态时是闭孔,但与聚合体泡沫材料相反,泡沫金属在凝固和进一步的冷却过程中会产生收缩孔和热撕裂(见4.1节),使得气体和润湿性好的低黏性液体可以渗入泡沫金属。整个表面,内层和外层,都可用BET气体吸收技术进行测定。

原材料的成分(金属和发泡添加剂)一般都是确定的,但通常初始的原料成分并不是金属基体的最终成分。泡沫金属具有较大的表面,表面和周围的介质会发生化学反应(例如由一种或几种组元反应形成表面氧化物),使表面和孔边界和孔壁的成分有所不同。成分的微量改变对泡沫材料性能的影响目前还不是研究的主要方向。相反,杂质的出现可改善发泡性能并有助于泡沫的二次利用(见2.1.3节)。表面氧化物含量分析可用于多孔结构的表面分析。对于金属基复合材料制备的泡沫材料(如Cymat及FORMGRIP铝泡沫^[8]),通常给定的预制块熔体的颗粒含量与多孔结构内部局部颗粒含量是不同的。固态金属的微观结构可由生产工艺参数,如冷却速度、加热温度和塑性变形状况等粗略地进行判断。

4.3.3.2 表面和尺寸

多孔部件不论采用什么处理方法如机加工露出孔壁自由端,或者在模型中发泡形成或多或少的密闭表面,其表面都应单独考虑。对表面的质量要求,取决于材料的工作环境并在很大程度上取决于多孔部件与周围部件的连接方式。

在 7.3 节中重点讲述了机械切削使孔壁变形的问题。这种变形的程度对随后的连接工艺很重要。一般的机加工表面与精心处理后的表面相比, 表面积更大, 使多孔结构件截面的涂层量增加。

发泡和铸造的泡沫材料通常有一层致密的金属外层, 其氧化物含量比内部孔的高, 这是因为在液态和凝固冷却过程中, 外表面是直接暴露在大气中的。表面

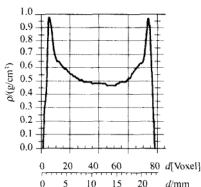


图 4.3-2 20mm 厚的 Alulight 泡沫板 ($\rho=0.57\text{ g/cm}^3$) 的密度分布图, 用分辨率小于 0.3mm 的计算机 X 射线层析照相术获得

粗糙度很大程度上还取决于所用的模子和涂层, 且与砂铸件相类似。到目前为止, 通过涡流测试表面层厚度的方法还没有获得成功。图 4.3-2 为 Alulight 泡沫样品的密度分布图, 可见表面层厚度约为 1.5mm, 且表面层密度几乎是中心部位密度的 2 倍。另外, 表层也并非完全意义上的实体金属, 而是高密度的多孔表层。

表层上有与环境相通的外开孔, 可通过着色渗透实验进行观察^[6]。尽管这些孔的直径在十分之几毫米范围内, 但在它们和表层下毫米级孔之间形成了开口通道。这种开孔可吸收湿气, 增加了材料的腐蚀倾向性。而且这些孔是不能进行化学处理(如阳极氧化处理)的, 因为电解液能渗透进入但很难去除。另一方面, 假如这些孔通过涂层进行封闭, 在烘焙时由于温度升高和内部的气压增加, 涂层会形成气泡。因此, 利用具有很强封闭作用的室温涂层工艺可对表面进行成功的处理^[9]。单位面积上孔的数量和它们的直径分布可定量地对表面质量进行表征。Alulight 泡沫试样表面孔密度的测量值为 $1\sim3\text{ 孔/cm}^2$ ^[6]。

净成型泡沫金属部件的尺寸精确度取决于模子的热稳定性和冷却凝固过程中泡沫材料收缩的均匀性。孔的尺寸分布, 特别是与部件表面相邻的内孔, 对表面粗糙度有一定影响。大的表面内孔(尺寸在 1cm 左右的孔)在冷却过程中由于孔内气压的突然降低而产生凹陷。净成型泡沫金属的公差为百分之几, 但迄今为止还没有相关的详细报道。

4.3.3.3 表观密度

多孔金属部件的表观密度是重要的材料选择标准, 可通过阿基米德原理测量, 测量时表面应封闭以防止液体的渗透。带表皮层的净成型泡沫部件可在高黏度液体中测量, 因为高黏度液体的渗透性较弱。一般来说, 表观密度的测量误差约为 $\pm 2\%$, 这其中包括了通常不知道密度和厚度的表皮层, 使内部结构的表观

密度测量误差显著增大。图 4.3-2 的样品, 高密度表层占整个体积 15% 左右, 其整体表观密度被过高地估计了 15% 左右 (整个样品的密度是 0.57g/cm^3 , 没有表层时是 0.5g/cm^3)。

表观密度的重现性取决于工艺方法。用聚合物泡沫材料填充体生产的多孔金属具有高的重现性。但粉末致密化发泡获得的泡沫金属, 迄今为止的重现性仅有 $\pm 15\%$ 。对于小批量的实验性生产样品, 也有类似的结果。假如部件的形状重心和质量重心位置不重合, 则其整体质量分布是不均匀的。

4.3.3.4 性能

在第 5 章中介绍了多孔材料的宏观性能, 这些性能总是和样品的表观密度有关的。力学性能的分散性, 以平台应力为例, 很大程度上取决于多孔结构的均匀性。一般来说, 这些性能和多孔结构的质量有着紧密的联系。测试结果的分散性说明测试样品结构的多样性。大部分的实验是在不知道测试样品的微观结构的情况下进行的, 因此几乎不能获得任何有关结构特征的数据, 特别是采用破坏性的测试方法时更是如此。为改进工艺并提高泡沫材料使用性能的可靠性, 急需系统地建立三维多孔结构与性能之间的关系。

4.3.4 微观结构特征

微观结构特征考虑的是单个孔的结构, 即构成孔壁的金属以及它们的拓扑学关系 (见 4.1 节)。

4.3.4.1 金属的显微组织

多孔结构的基体金属及其微观结构特征, 与其他实体金属一样, 包括: 晶粒大小、枝晶亚结构、相分布、偏析、析出物和位错密度等, 在 4.1 节中都作了详述。泡沫金属典型的特征还应包括发泡剂的残留物、增黏添加剂的分布、在凝固过程中形成的高内表面积、晶粒生长产生的局部效应、冷却过程中的温度梯度效应等, 这在很大程度上都与样品的微观位置有关。局部的金属性能可能不同于整体结构的性能, 在整个样品中能否获得均匀的微观结构是一个重要的质量标准, 尽管孔边界和孔壁的性能存在着本质的差异。相对于孔径而言, 孔壁尺寸非常小, 所以泡沫材料的力学、化学和物理性能与多晶实体材料相比有很大的差异。一般来说, 相同的金属材料以多孔结构或以实体金属出现时, 其性能是不相同的。对于熔体发泡工艺获得的泡沫, 因为合金结构对冷却速度的敏感性, 靠近表面的快速冷却区域和内部的慢冷却区域之间存在着微观结构的差异。特别是可强化多孔泡沫铝合金, 其时效硬化处理与成分分布的关系更为密切。有关 PCF 铝合金的一些介绍可参见文献 [10, 11]。

4.3.4.2 几何特征

已采用金相技术如光学显微镜或扫描电镜对孔和孔壁的形状进行了研究。只有当孔是球形时，横截面上的平均孔径分布才有意义。孔的体积分布比等效线形统计的孔径分布更具实际意义，而平均孔径几乎没有任何意义，因为最弱的结构决定了性能分布范围的下限。高斯分布仅适合于球形孔以及其他通过复模技术制备的多孔结构，这种结构的分布范围较窄，使模型的表征质量提高。一般来说，孔体积分布曲线可作为表征多孔结构质量的判据。大于平均孔径的孔对泡沫金属的性能非常重要。大尺寸孔的统计数据也是一个质量判据，如最大孔占的体积百分数为 10%，或尺寸大于样品厚度的大孔数量为 20% 等。另外，除了大孔的数量外，大孔的位置以及它们和周围孔的微观结构关系也是要考虑的因素。被小孔包围的大孔对部件的刚度没有影响，但强度可通过周围的小孔来补偿（见 6.1.3 节）。在载荷传递的表面附近有大孔是极为不利的，应注意这个区域孔尺寸分布。

已经有人通过计算机 X 射线层析照相技术^[6,12]来确定孔的三维几何结构。X 射线微观层析照相技术是描述三维多孔结构最精确的工具。最大和最小孔以及它们的取向分布是确定多孔结构的各向异性所需的信息。从图 4.3-3 和图 4.3-4 中可看出 X 射线层析照相技术的潜在功能，且在 4.2 节和其他文献上都对其进行了详细的说明^[13,14]。多孔轻金属的二维结构图类似于金相截面图，可通过非破坏性的三维微观层析照相技术中任意选择面的 X 射线强度分布获得。图 4.3-3 和图 4.3-4 是柏林的 Bundesanstalt für Materialprüfung 对不同熔体发泡铝进行的分析结果。图 4.3-3 为厚度为 40 μm 的不同铝泡沫片的质量分布图，而图 4.3-4 中的铝泡沫片厚度为 0.1mm^[15]。由图可定量地观察到结构的不同（孔尺寸及形状不规则的频率）。孔边界及孔壁只有在一定位向关系时，其横截面才具有代表性。在质量集中的厚结点及孔径较小处 [见图 4.3-3 (a) 和 (c)]，孔壁的取向

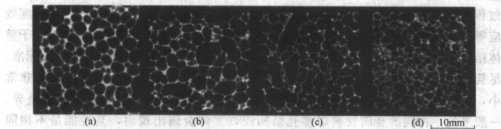


图 4.3-3 由计算机 X 射线层析技术获得的泡沫铝断面质量分布图

(三维像素尺寸 40 $\mu\text{m} \times 40\mu\text{m} \times 40\mu\text{m}$)

(a) Alporas, $\rho=0.45\text{g}/\text{cm}^3$; (b) Alulight AlMgSiCu, $\rho=0.39\text{g}/\text{cm}^3$;

(c) Alulight AlSi10Mg, $\rho=0.37\text{g}/\text{cm}^3$; (d) 材料同(c), 但孔结构细小, $\rho=0.56\text{g}/\text{cm}^3$

平行于图片。三维结构可通过图 4.3-4 (b) 所示的等效面进行表征。该等效面可通过一系列的三维层析照相所获得的逐片数据在显示屏上观察到；或采用虚拟技术，通过观察点在孔中的移动来获得^[16]。

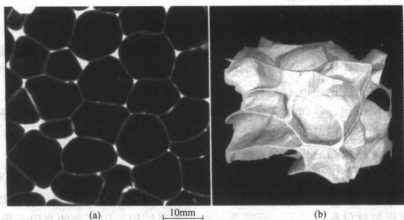


图 4.3-4 由计算机 X 射线层析技术获得的 AlSi9Mg/SiC/20p 泡沫熔体 ($\rho=0.11\text{g}/\text{cm}^3$)

质量分布图 (像素尺寸: $0.1\text{mm}\times 0.1\text{mm}\times 0.1\text{mm}$)

(a) 不同孔边界和多边形孔壁示意图 (与图 4.3-3 同样的放大倍数, 注意位向分布的不同);

(b) 用三维立方体单元 ($22\text{mm}\times 18\text{mm}\times 16\text{mm}$) 模拟的孔壁弯曲

在开孔结构的结点和边界之间以及在闭孔结构的孔壁中的质量分布可通过金相截面或计算机 X 射线微层析照相来估算。这种质量分布参数的均匀性也是一个质量判据。孔的连通性只能由计算机 X 射线微层析照相技术来确定, 该参数与结构的渗透性、热物理及声学性能有关。

孔结点、孔壁或孔棱的形状可与理想直梁或壳形相比较。弯曲可用端点之间的最短距离与实际弯曲长度之间的关系或二维圆弧度及三维球弧度来度量。这些几何微观结构特征大部分在 4.1 节中已进行了详细论述, 它们的统计数据和主要弯曲取向与材料拉压过程中的初始变形行为密切相关^[17,18] (见 6.1.3 节)。

4.3.4.3 微观缺陷

由于工艺的不完善导致在多孔金属中产生的微孔, 如收缩孔、烧结孔、喷涂孔等, 不能看作是基本的微观缺陷。但一般来说, 具有微孔的固体, 其性能应在整个多孔结构中保持一致。熔体或高温方法制备的多孔结构, 在冷却凝固过程中会承受热应力。低强度孔壁在多向应力状态的作用下, 很可能导致热撕裂和裂纹 (见 4.1 节)。在粉末致密化发泡铝中, 尽管孔壁占了大约 40% 的固体体积, 但几乎 100% 的孔都是连通的^[3], 可经常观察到孔壁裂纹的存在^[19]。

多孔金属材料性能远低于同种金属的实体材料。通过熔体发泡生产的多孔

金属,与低质量铸件的性能相似。假如微观缺陷的出现频率与位置有关的话,它们的作用就是使结构变得不均匀。

4.3.5 介观结构特征

真实多孔金属的介观特征是通过假设样品或部件可描述为许多体积单元的排列来表示的,每一个体积单元代表一个特征的微观结构区域。结构和质量的局部分布不均匀性可用不同的平均孔结构及相应子区的性能来表征。通过将样品分成具有不同表观密度的多孔材料区,建立起了单向压缩的介观模型^[20,21]。如果将这个概念推广应用,任何样品或部件都可看成是已知性能和特征的多孔子区的三维排列。因此多孔样品可视为一个多相材料(见图4.3-1),多孔相由子区的成分、微观几何结构和质量分布来确定。

子区与相应RV相对应,子区的性能可用多孔材料的宏观材料性能来确定。在极端情况下,子区比RV小(例如大多数孔和其周围孔都不相同的情况),这样的介观近似就没有意义了,而需要对真实微观结构采用复杂的有限元模拟(见4.2节)。微观几何结构均匀的样品,如Duocel、Incofoam或通过复模铸造制备的多孔材料,介观考虑是多余的,因为宏观处理就能得到满意的结果。一般来说,只要能对所考虑部件的均匀性进行精确测量,就可以对介观子区的尺寸、体积分数和性能的变化范围进行定量分析。

4.3.5.1 多孔结构的介观几何特征

样品或部件的子区必须足够大,才能使其代表多孔金属,子区的力学性能可用连续力学方法近似地处理。假如孔的形状是相类似的,应该考虑5个孔径大小的范围^[22]。这个标准要求每个具有代表性的体积单元的孔数量不少于100。假如孔的形状因子差异非常大,子区应包括能反映结构几何统计分散性所需的足够多的孔数。

一般来说,多孔金属的工艺方法决定了孔结构的类型。大多数发泡金属都表现出结构的等级性,这些等级取决于部件的尺寸或取决于发泡^[27,23]和凝固过程^[1]的各向异性性质。假如孔的几何特征变化不具统计特性,但和样品的位置有关,就可用子区的排列来表征不同等级的结构。例如,图4.3-2中的表面层可用厚度相当的子区进行描述。这样,通过分级实现了多孔金属孔结构变化的系统性描述^[24]。假如孔的形状因子或材料性能是有取向性的,相关的各向异性性质可用相应的子区特性进行描述。

孔的尺寸分布不能作为介观参数来考虑。介观几何特征目前还没有直接、定量的测量方法,但可通过三维微观分析和统计数据获得。不管怎样,主要的几何特征都可在每个子区中加以考虑。

4.3.5.2 介观密度分布

如果孔的其他微观几何特征都是均匀的,仅是孔尺寸发生了局部区域性的变化,那么孔的密度分配也将是不均匀的。粉末致密化发泡样品通常在几厘米厚的样品中心含有较大的孔,这样就产生了不同的密度分布等级(类似于图4.3-2)。此外,必须承认,至今为止对发泡金属的非均匀性(过大的孔和局部的质量集中)还不能实现完全的控制,这一点应在模拟分析中加以考虑。发泡金属的物质分布不均匀性可通过不均匀的密度分布来表征^[6]。密度大致相同的区域,可用该区域内密度的平均值来近似表示^[25],因此样品可划分为密度不同的子区。本书4.3.7节将对获得子区的方法进行讨论。

4.3.6 质量特征

多孔金属样品或部件的特征与表4.3-1中的结构层次有关,并因此导出相关

表 4.3-1 不同结构层次的多孔金属的定性及定量表征

特征	微观	定量化	介观	定量化	宏观	定量化
孔结构	孔径,孔壁及孔的形状和取向,连接性	孔体积分布柱形图,形状因子和取向分布,连接参数	相同微结构子区的体积定义	多孔结构的子区大小和形状的3D数据	工艺方法,孔类型,渗透性	工艺参数,结构类别,渗透系数,单位体积的表面积
尺寸精度	孔的尺寸,不规则性	孔棱/壁尺寸的统计值;弯曲,皱褶,环状,球形,裂纹	子区体积对平均参数的敏感性	子区对微结构特征平均范围的依赖性	可达到的尺寸公差	横向及径向尺寸
表面	组成,结构,内外表面的厚度	表面区/层的定义,组织和成分,分布	子区间的界面,或外表面与子区的界面	子区间的边界条件,外表面的特殊相	表面的形成和分布	制备方法,性能,粗糙度的测定,表面孔隙率
金属基体	晶体结构,相分布	晶粒大小和形状,夹杂物,析出相	相似的实体条件(微观)	子区体积与相关微结构均匀性的关系	合金成分,添加剂,金属的条件	化学成分分析,制备过程的热、力参数
质量分布	孔结构的质量分布	孔壁、孔棱及接点之间的质量分布系数	相似的实体分布,均匀的表现密度	子区体积与连续的质量分布的关系	平均表现质量密度,重心	绝对或相对质量密度,几何中心和重心的差异
性能	与实体金属不同的微观性能	物理性能和力学性能,随孔的微结构和试样的变化而变化	相似孔的性能	定义子区的标准,计算模型和法则的精度	结构的使用性能	具有一定分散性和有效度的实验和模拟结果

的质量量化因素。在 4.1 节中描述了大多数的微观参数,但要确定这些微观参数的统计数据还需要大量的工作,尤其是三维情况。除力学性能外的宏观参数可由制造商提供,也可通过无损检测来加以补充。利用同种实体材料的实验数据和相关的多孔几何结构条件,可对均匀多孔金属部件的力学性能进行计算。在各介观子区的材料性能在计算模型确定的情况下,可对不均匀多孔部件(人为的均匀性分级或由于工艺条件而引起的不均匀)的性能进行分析。

如果多孔结构具有相类似的微结构特征,就可用一定的均匀子区进行描述,并确定相关的介观参数。此时,可在不必定量测量微观特征的条件下实现多孔材料的结构表征。只要孔的结构是基本均匀的,距表面一定深度的不规则性可通过超声波光谱仪进行测量^[26]。在规则的 Duocel 样品中,相对密度的变化还可通过涡流探伤技术进行观察^[27]。如果一个样品的性能能满足使用要求,接下来将对介观参数的确定以及介观参数在质量预测上的应用进行讨论。

4.3.7 多孔结构的连续介观近似

为简化分析,假设金属的微观结构和孔的结构类型基本上是由工艺方法决定的。剩下的变量是局部密度的分布和固体材料本身的性能,但这些变量必须校准后方能使用。不均匀的结构可划分为若干个子区,利用适当的材料法则来模拟整个结构部件的性能。为此,必须将多孔结构转化成连续体。介观近似的实验基础是样品的三维计算机 X 射线层析照相术^[13],并对样品每一点的密度进行了平均化处理。

4.3.7.1 密度图计算

密度图方法通过平均分配相关近似点的质量来确定多孔结构中每一点的密度值。多孔结构可理想化为一个函数 $\rho(r)$, 孔洞处的 $\rho(r)=0$, 孔壁、孔棱和结点处的 $\rho(r)=\rho_s$, ρ_s 为固体材料的密度。通常,在 r 处的局部密度 ρ_s 可定义为:

$$\rho_s(r) = \int g(r-r')\rho(r')d^3r' \quad (1)$$

其中 g 为重量函数,并满足 $\int g(u)d^3u=1$ 。方程 (1) 也可以写成 $\rho_s=g*\rho$, 即函数 ρ 与 g 的积。多孔结构可用 4.2 节中所述的 X 射线照相术或者计算机 X 射线层析照相术获得,其密度分布用像素数据 $\mu_{\text{XCT}}(r_{ijk})$ 表示,并可用于计算如方程 (1) 中所定义的密度图。 XCT 设备分辨率, $\mu_{\text{XCT}}(r_{ijk})$ 与物体的线性质量衰减 $\mu(r)$ 有关,具体表示为:

$$\mu_{\text{XCT}}(r_{ijk}) = \int \text{PSF}(r_{ijk}-r')\mu(r')d^3r' = \text{PSF}*\mu \quad (2)$$

这里用点分布函数 PSF 描述目标函数 $\mu(r)$ 的“模糊度”(blurring)^[28]。

例如,在图 4.3-5 (a) 和图 4.3-5 (d) 中,微观 XCT 片图能很好地反映真实泡沫材料(即 PSF 具有很突出的峰),而医用 XCT 片图 [图 4.3-5 (b) 和图 4.3-5 (e)] 的分辨率(PSF 峰相对较宽)明显较低。由于这里所研究的泡沫金属是单一合金, $\mu(r)$ 和 $\rho(r)$ 成正比,则和方程 (2) 类似,可定义 $\rho_{XCT} = PSF * \rho$ 。根据方程 (1),用加权函数 w 对 ρ_{XCT} 进行平均可计算出 ρ_s :

$$\begin{aligned} \sum_{l,m,n} w(r_{ijk} - r_{lmn}) \rho_{XCT} r_{lmn} &= \sum_{l,m,n} w(r_{ijk} - r_{lmn}) \int PSF(r_{lmn} - r') \rho(r') d^3 r' \\ &= \int \sum_{l,m,n} w(r_{ijk} - r_{lmn}) PSF(r_{lmn} - r') \rho(r') d^3 r' \\ &= \int g(r' - r_{ijk}) \rho(r') d^3 r' = \rho_s(r_{ijk}) \end{aligned} \quad (3)$$

需要说明的是 ρ_{XCT} 已经是方程 (1) 的函数,即 ρ_{XCT} 可理解为由 X 射线层析照相本身所获得的密度图,并用二次数学平均法获得最终的图像 ρ_s [见图 4.3-5 (c) 和图 4.3-5 (f)]。本节描述的密度图是通过一个立方体的像素 $\rho_{XCT}(r_{ijk})$ 的

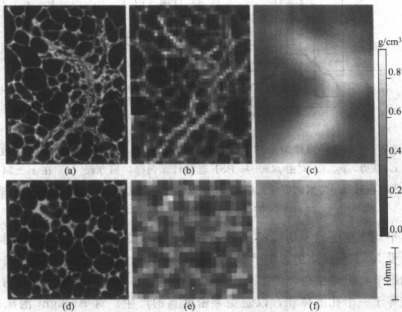


图 4.3-5 密度为 0.5g/cm^3 的 Alulight Si12Mg 泡沫的医用 X 射线及计算机 X 射线层析密度分布比较: (a) 片层厚度为 $40\mu\text{m}$ 高分辨率 XCT(像素尺寸: $40\mu\text{m} \times 40\mu\text{m} \times 40\mu\text{m}$) 图像; (b) 片层厚度为 1mm 医用 XCT(像素尺寸: $0.6\text{mm} \times 0.6\text{mm} \times 1\text{mm}$) 图像; (c) 用平均体积 $6.8\text{mm} \times 6.8\text{mm} \times 6.8\text{mm}$ 计算的密度图; (d) 片层厚度为 $40\mu\text{m}$ 高分辨率 XCT 图像; (e) 片层厚度为 3mm 医用 XCT(像素尺寸: $0.9\text{mm} \times 0.9\text{mm} \times 3\text{mm}$) 图像; (f) 用平均体积 $6.8\text{mm} \times 6.8\text{mm} \times 6.8\text{mm}$ 计算的密度图

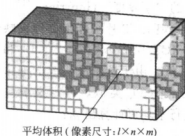


图 4.3-6 基于每个 XCT 三维像素值的 3D 密度图像处理示意图: 立方体中心的密度等于平均体积 $l \times m \times n$ 内三维像素的密度的平均值

部密度函数 $\rho_a(x_i)$ 。

算术平均值来计算的 (见图 4.3-6):

$$\rho_a(r_{ijk}) = \frac{1}{N} \sum_{l=mn} \rho_{\text{XCT}}(r_{lmn}) \quad (4)$$

式中, l 、 m 、 n 为长方体 r_{ijk} 的像素指数; N 是像素的总数, 即在方程 (3) 中, 立方体内的加权函数 $w=1/N$, 立方体外的 $w=0$ 。

图 4.3-7 为多孔金属的一维 $\rho(x)$ 模型, 即密度为 ρ_s 的固态金属中孔结构的一维模型。将 $\rho(x)$ 与 PSF 进行卷积计算可得 $\rho_{\text{XCT}}(x_i)$ 值, 然后在 $[x_i - 34, x_i + 34]$ 范围内 (取 $N=69$) 求平均值可得局

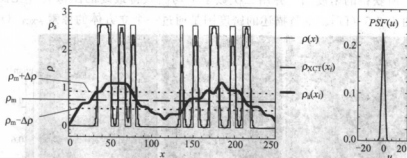


图 4.3-7 一维密度图像的处理方法: 真实密度分布 $\rho(x)$ 由像素的 XCT 数据 $\rho_{\text{XCT}}(x_i)$ 获得, $\rho_{\text{XCT}}(x_i)$ 由 $\rho(x)$ 与 PSF 卷积计算而得, 用方程 (4) 在 $x_i \pm 34$ 的像素区间内对每一像素的密度 $\rho_a(x_i)$ 进行平均化平滑处理。 ρ_m 为平均密度, 密度的变化值 $\pm \Delta\rho$ 为 $\rho_m/3$

只要平均密度图的平均体积比 X 射线层析照相的分辨率高, 所得到的密度图就不会受 XCT 分辨率的影响^[29]。当平均体积与孔大小相近时, 将无法揭示微观结构的细节, 但可在介观尺度上确定孔结构中材料分布的差异。合理的平均体积至少应等于一个孔的体积, 以避免零密度点的产生。对 Alulight 泡沫材料来说, 合适的平均体积为 $4\text{mm} \times 4\text{mm} \times 4\text{mm}$, 而 $6\text{mm} \times 6\text{mm} \times 6\text{mm}$ 对所有的 Alulight 泡沫材料都适用。图 4.3-8 是熔体发泡 $\text{AlMgSiCu}/\text{Al}_2\text{O}_3/20\text{p}$ 泡沫的各种平均体积密度分析图, 图中含有相当一部分尺寸大于 6mm 的孔^[15]。图像分辨率随平均体积大小的变化而变化, 当平均体积为 $9.5\text{mm} \times 9.5\text{mm} \times 9.5\text{mm}$ 及其以下时对孔壁的描述性较好, 因此该尺寸是描述该泡沫密度变化的合适的临界介观尺度。但当平均体积增大到 $15\text{mm} \times 15\text{mm} \times 15\text{mm}$ 时仍能对样品的非均匀性

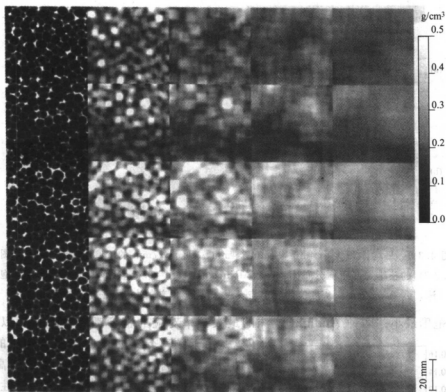


图 4.3-8 平均体积大小对 AlMgSiCu/Al₂O₃/20p 泡沫 ($\rho=0.25\text{g/cm}^3$) 密度分布的影响^[15]: 第一列, 10mm 间隔平行平面的 XCT 图像 (像素尺寸: $0.1\text{mm}\times 0.1\text{mm}\times 0.1\text{mm}$); 第二至第五列, 分别用不同平均体积大小计算的密度分布图像, 平均体积大小依次为: $4\text{mm}\times 4\text{mm}\times 4\text{mm}$ 、 $6\text{mm}\times 6\text{mm}\times 6\text{mm}$ 、 $9.5\text{mm}\times 9.5\text{mm}\times 9.5\text{mm}$ 及 $15\text{mm}\times 15\text{mm}\times 15\text{mm}$

进行一定的描述。

图 4.3-9 是相同平均体积的 Alporas 和 Alulight 泡沫样品的三维密度分布图。图中不含孔结构信息, 但介观质量分布的不均匀性清晰可见。由图可见, Alporas 泡沫样品其局部密度在表观密度的 $40\%\sim 160\%$ 之间变化, 而 Alulight 泡沫样品的局部密度在 $(0\sim 2)\rho_m$ 之间变化。图 4.3-9 的可分辨灰度等级为 $0.1\rho_m$ 。从 Alulight 泡沫样品的密度分布可清楚地看出该泡沫材料的非均匀特性。

4.3.7.2 密度不均匀性的表示

在平均体积给定的条件下可获得密度分布的直方图 (histogram), 但前提是平均体积至少应与大多数孔一样大。如图 4.3-10 所示, Alporas 泡沫样品的密度

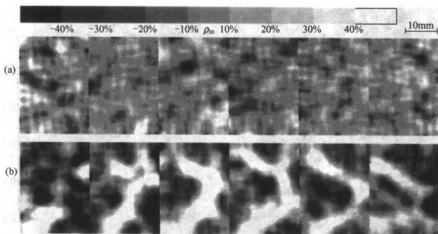


图 4.3-9 平均体积大小 $4\text{mm} \times 4\text{mm} \times 4\text{mm}$ ，间隔 3.7mm 的 6 层泡沫（样品同图 4.3-5）的三维局部密度分布图：(a) Alporas 泡沫， $\rho = 0.45\text{g/cm}^3$ ；(b) Alulight 泡沫， $\rho = 0.5\text{g/cm}^3$ 。灰度值代表了与表观密度 ρ_m 偏差的大小（白色表示高密度）

分布范围最小；两种 Alulight 泡沫的最大频率对应的密度都在平均密度以下，

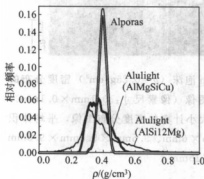


图 4.3-10 相同表观密度 $\rho = 0.4\text{g/cm}^3$ 的不同泡沫的密度分布图，表示出 $6\text{mm} \times 6\text{mm} \times 6\text{mm}$ 平均体积介观密度分布的差异

这是由于频率分布曲线向高密度区域的延伸所致。根据最弱相关原理，个别的高浓度区域不会严重影响泡沫材料的力学性能，但富集了过剩的材料。密度分布图的形状似乎与泡沫金属的制备工艺方法是一一对应的^[15]。

密度图可用于定量分析局部的密度变化。图 4.3-7 的线性模型表示出了平均密度 ρ_m 和随机密度变化极限 $\pm \Delta\rho$ ，可确定密度的准许变化范围，并可计算出密度低于下限或高于上限的结构体积分数。如图 4.3-11 所示，由密度小于或大于给定极限的等曲面可表示三维排列的极端密度区。

极端密度区的位置、取向和软硬区之间的关系是影响构件性能的重要因素^[39]。如果孔尺寸比所选平均体积极大，样品中立方体单元周围的点就不会有衬度，因此密度图应包含零密度坐标。通过三维密度图的计算可确定大于平均体积的孔的近似尺寸、体积百分比和位置。含超大孔的 Alulight 泡沫的处理办法在文献 [6] 中另有介绍。

X 射线照相术可用于研究平板型样品。透射光的强度反映了样品厚度方向上

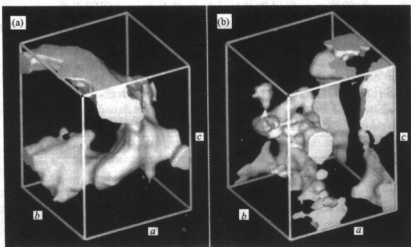


图 4.3-11 表观密度 $\rho_m = 0.5 \text{ g/cm}^3$ 的 Alulight AlSi12Mg 泡沫 ($a=b=22\text{mm}$, $c=30\text{mm}$) 的软区与硬区示意图, 其等值面 (ISO-surface) 用平均体积 $6\text{mm} \times 6\text{mm} \times 6\text{mm}$ 的密度图计算获得: (a) $\rho > 1.33\rho_m$ 硬区的等值面; (b) $\rho < 0.67\rho_m$ 软区的等值面

的密度信息, 并在投影面上产生了一定衬度的像素。在成像面上, 通过对 $m \times n$ 像素的平均可获得二维密度图。在文献 [6] 中, 对结构的非均匀性 (如大孔的数量、排液或致密表层等) 检测也给出了改进的平面密度图像。但 X 射线照相不能提供沿厚度方向密度变化的任何信息。X 射线分层法^[31]是介于三维 X 射线层析照相术与 X 射线照相术之间的一种中间形式, 在这种方法中, 样品平行层之间的密度分布可用中等分辨率测定。

4.3.7.3 材料模拟的介观基础

较早用于近似处理非均匀结构的方法是子区排列法, 子区自身是均匀的且可由密度图决定。密度图是密度值 $\rho_k(x_i, y_j, z_k)$ 的三维分布图, 对应于 XCT 数据源的像素 (x_i, y_j, z_k) 数据。可将测得的密度范围进一步划分为不同的密度等级。密度值在一定范围内的所有像素形成了一个子区, 子区内各点密度的平均值可作为该子区的名义密度值。密度等级的间隔须足够大, 以使子区能描述多孔材料的结构变化, 至少应能描述各 RV 的特征。

多孔样品可通过 N 个密度不同的子区在三维空间的排列来表示, 如图 4.3-9 中的灰度等级代表的子区的密度间隔为 $0.1\rho_m$ 。相关的材料及非均匀多孔金属性能的模拟分析将在 6.2 节中介绍。

4.3.8 质量判定标准

对于多孔泡沫金属, 人们主要关心的是其系列产品的性能再现性, 如尺寸和

使用性能。一般的质量标准仅涉及到决定材料及多孔结构的工艺,但产品的性能还取决于尺寸、表观密度及表面形貌等。通过样品的测试,人们对材料的结构、性能及使用性能已有了一定了解。表 4.3-2 概括了材料的宏观质量特征,但每一特征的规范标准还有待进一步建立。不幸的是,宏观质量标准的完成仍然不能确定不均匀多孔结构的性能。表 4.3-3 的质量标准可用于进一步的介观分析。

表 4.3-2 多孔金属的特性和宏观质量判定标准

特性	质量目标	质量判定标准	缺陷	质量测试
孔结构	样品的再现性和相似性	再现性的工艺参数	参数控制不理想	工艺参数记录,相关参数变化的评估
尺寸精度	外观尺寸公差	横向和径向尺寸的变化	尺寸超差	外形测量
表面	表面的再现性	性能,粗糙度和开口度	凸凹和气泡,表面孔隙率不合格	粗糙度测量,干式渗透性测量,化学分析,硬度
金属基体	确定的化学成分	均匀的实体性能	不同位置的化学成分分散性	化学成分分析
质量分布	密度分布的再现性	规定的表观质量密度	质量密度的分散性,质量分布的不对称性	密度测量,几何中心及重心的测量
性能	与结构对应的性能	规定的性能范围	性能超过规定的范围	再现性测试,性能与结构的关系,使用性能

表 4.3-3 多孔金属的特性和介观质量判定标准

特性	质量目标	质量判定标准	缺陷	质量测试
孔结构	子区的再现性和相似性	密度分布曲线	密度分布柱形图、体积分布超标	XCT 图像密度分布图;柱形图最大值和 ρ_m 之间的差值; $\rho < \rho_m - \Delta\rho$ 和 $\rho > \rho_m + \Delta\rho$ 的体积分数
尺寸	子区体积包含的孔数量具有统计再现性	从密度图宽度获得的平均体积大小的标准	平均体积太大,不具有代表性	平均体积大于孔径,小于样品厚度的 1/3;平均体积变化的敏感性测试
表面	与载荷有关的外表面边界条件,内表面边界条件的独立性	自由表面不包含载荷作用区;子区界面的空间排列	载荷作用区小于子区的相互作用,载荷、子区及 FE 网格的相互作用有限	XCT 或数码相机记录的变形过程与模拟的过程比较
金属基体	性能在平均限度内对微结构的变化不敏感	同种多孔结构微结构实验的经验	与不规则性相关的极限性能的定义	与实体金属的性能差(性能输入值的修正)
质量分布	子区的性能能够表达相应密度区的性能	软区和硬区的确定	临界尺寸、连接性和位置的定义	临界 $\Delta\rho$ 形状、连接度和极端密度(ISO 表面)的定义,主方向上梯度的检查
性能	合适的计算模型及已知的本构关系	用实验数据进行修正	不同材料可靠极限的建立	不同方向的刚度测试,与计算机模拟结果的比较[小应变时的 $\pm \Delta E(x, y, z)$]

介观质量分析是非破坏性的。计算机 X 射线层析照相术是最有力的工具,其分辨率足以对低于平均孔径的尺度进行分析。现代计算机 X 射线层析照相术对轻金属泡沫是适用的。对所研究的多孔结构选择适当的平均体积,由此计算得到的密度图为密度分布的均匀性与否提供了定量的三维数据:密度分布图、密度超出规定范围的体积分数、软区和硬区的位置等,甚至还可判断是否有超大孔的存在。

下面是 Alulight 泡沫样品的均匀性判断标准:

- ① 局部的密度变化应不超过平均表观密度的 $\pm 30\%$;
- ② 低密度区域(包括大孔零密度区域)在任何方向上都不应大于样品厚度的 $1/3$;
- ③ 超过规定密度极限的区域不应引起材料的各向异性性质,而且其所占的体积应小于 5% 。

通过不同方向上的刚度实验,可对部件的力学性能进行简单的判断,并了解结构的不均匀性及其宏观各向异性性质。实验获得的绝对刚度值还可与弹性性能的模拟值(见 6.2 节)相比较。到目前为止,几乎还没有关于多孔泡沫金属质量标准的可应用性的经验,应在第一批系列产品使用的经验基础上建立起相关的技术规范。

致谢

感谢 Leichtmetall Kompetenzzentrum Ranshofen(奥地利)、斯洛伐克科学院(Bratislava, 斯洛伐克)和 Shinko Wire(日本)所提供的实验样品。文中的 X 射线层析照相在 Bundesanstalt für Materialprüfung(柏林)和 Division of Osteoradiology(维也纳大学)完成,在此一并表示感谢。

参 考 文 献

- 1 M. F. Ashby, A. G. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 2 L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*, 2nd edn, Cambridge University Press, UK 1997
- 3 M. L. Renaud, A. P. Giamei, M. S. Thompson, J. Priluck; in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 109~117
- 4 J. L. Greensted, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 3~13
- 5 A. Elmoutaouokkail, L. Salvo, E. Maire, G. Peix, in *Proc. Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2001)*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT, Bremen 2001, p. 245~250

- 6 H. P. Degischer, A. Kottar, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 213~220
- 7 F. Simancik, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 235~240
- 8 V. Gergely, T. W. Clyne, *Adv. Eng. Mater.* 2000, 4, 175~178
- 9 Th. Schambron, R. Gramlinger, R. Kretz, in *Proc. Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2001)*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT, Bremen 2001, p. 461~466
- 10 H. P. Degischer, U. Galovsky, R. Grading, R. Kretz, F. Simancik, in *Proc. Metallschäume*, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 79~90
- 11 D. Lehmhus, C. Marschner, J. Banhart, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 474~476
- 12 B. Illerhaus, J. Goebels, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 527~528
- 13 J. Baruchel, J. Y. Buffiere, E. Maire, P. Merle, G. Peix (eds), *X-Ray Tomography in Material Science*, Hermes, Paris 2000
- 14 H. Bart-Smith, A. F. Bastawros, D. R. Mumm, A. G. Evans, D. J. Sypeck, H. N. G. Wadley, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 71~81
- 15 D. Leitmeier, H. Flankl, in *Proc. Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2001)*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT, Bremen 2001, p. 171~174
- 16 A. H. König, H. Doleisch, A. Kottar, B. Kriszt, E. Gröller, in *Data Visualisation 2000*, Springer, Vienna 2000, p. 279
- 17 W. Sanders, L. J. Gibson, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 53~57
- 18 A. F. Bastawros, A. G. Evans, *Adv. Eng. Mater.* 2000, 4, 210~214
- 19 B. Zettl, S. Stanzl-Tschegg, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 484~487
- 20 S. Huschka, S. Hicken, F. J. Arendts, in *Proc. Metallschäume*, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 189~197
- 21 R. Grading, F. G. Rammerstorfer, *Acta Mater.* 1999, 47, 143~148
- 22 E. W. Andrews, P. R. Oneck, L. J. Gibson, *Int. J. Mech. Sci.* 2001, 43, 681~699
- 23 J. Banhart, J. Baumeister, *Metallurgy* 1997, 51, 19
- 24 V. I. Shapovalov, in *Porous and cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 281~290
- 25 B. Kriszt, B. Foroughi, K. Faure, H. P. Degischer, *Mater. Sci. Technol.* 2000, 16, 792~796
- 26 A. Wanner, B. Kriszt, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 481~483
- 27 K. P. Dharmasena, H. N. G. Wadley, in *Porous and Cellular Materials for Structural Application*, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 171~176
- 28 W. A. Kalender, *Computed Tomography*, Publicis MCD, Munich 2000
- 29 A. Kottar, H. P. Degischer, B. Kriszt, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 465~469
- 30 H. P. Degischer, B. Kriszt, B. Foroughi, A. Kottar, in *Metal Matrix Composites and Metallic Foams*, *Euromat 1999*, Vol. 5, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 74~82
- 31 S. F. Buchelle, H. Ellinger, *Rev. Prog. Quant. Nondestructive Evaluation*, 1989, 8A, 449

第5章 材料的性能

R. Pippan

如表 5-1 中的商用金属泡沫所示, 金属的泡沫化显著地扩大了金属的性能范围。泡沫金属的物理性能、力学性能及热学性能, 可以用测定实体金属相应性能的方法进行测定。对孔壁材料(实体材料)的性能, 我们用下标“S”表示, 而多孔泡沫结构的性能则不加下标“S”(例如“ ρ_s ”代表孔壁材料的密度, 而“ ρ ”则表示泡沫材料的密度)。显然, 并不是所有的性能都以相同的方式变化。

表 5-1 商用泡沫金属的性能范围^[6]

性 能	Cymat	Alulight	Alporas	ERG	Inco
材料	Al-SiC	Al	Al	Al	Ni
相对密度 ρ/ρ_0	0.02~0.2	0.1~0.35	0.08~0.1	0.05~0.1	0.03~0.04
结构	闭孔	闭孔	闭孔	开孔	开孔
杨氏模量 E/GPa	0.02~2.0	1.7~12	0.4~1.0	0.06~0.3	0.4~1.0
泊松比 ν	0.31~0.34	0.31~0.34	0.31~0.34	0.31~0.34	0.31~0.34
压缩强度 σ_c/MPa	0.04~7.0	1.9~14.0	1.3~1.7	0.9~3.0	0.6~1.1
拉伸弹性极限 σ_y/MPa	0.04~7.0	2.0~20	1.6~1.8	0.9~2.7	0.6~1.1
拉伸强度 $\sigma_{\text{UTS}}/\text{MPa}$	0.05~8.5	2.2~30	1.6~1.9	1.9~3.5	1.0~2.4
疲劳极限 σ_f/MPa	0.02~3.6	0.95~13	0.9~1.0	0.45~1.5	0.3~0.6
致密化应变 ϵ_0	0.6~0.9	0.4~0.8	0.7~0.82	0.8~0.9	0.9~0.94
拉伸韧性 ϵ_{UTS}	0.01~0.02	0.002~0.04	0.01~0.06	0.1~0.2	0.03~0.1
断裂韧性 $K_{\text{IC}}/\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	0.03~0.5	0.3~1.6	0.1~0.9	0.1~0.2	0.6~1.0
热导率 $\lambda/[\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})]$	0.3~10	3.0~35	3.5~4.5	6.0~11	0.2~0.3
电阻 $R/10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$	90~3 000	20~200	210~250	180~450	300~500

有一些性能是不会发生变化的, 例如: 晶体结构, 热膨胀系数, 以及熔化温度(固-液温度区)。

其他一些物理性能, 如热容等, 精确地说是每相热容与其质量百分数的乘积之和, 与密度呈典型的线性关系。但对低密度的金属泡沫而言, 由于气体的质量百分数很小, 故其比热与实体金属的比热基本相同。

最后, 有许多性能不仅与密度线性相关, 而且还取决于多孔结构的几何结构或微结构, 例如: 刚度、机械强度、导热性、导电性以及声学性能等。本节将对涉及多孔金属应用的一些重要性能进行简要概述, 有关多孔金属更为概括、详细

的论述,可参阅 Gibson 和 Ashby 所著的“多孔固体”^[1]一书。近来,各研究群体在材料学核心刊物^[2~13]、学术会议^[14~18]上发表的泡沫金属性能(数据)文章与日俱增,可见人们对研究泡沫金属性能的兴趣越来越浓厚。

多孔金属的结构敏感性因素有(按重要性排序):

- ① 固有性能(孔壁材料的性能);
- ② 相对密度;
- ③ 多孔结构的类型(开孔或闭孔);
- ④ 在闭孔泡沫中,包含在孔接点、孔棱或孔壁上的实体的百分数;
- ⑤ 质量分布的不规则性及其梯度;
- ⑥ 孔径及孔径分布(包括异常孔);
- ⑦ 孔形状和孔的各向异性性(包含特殊形状孔);
- ⑧ 孔棱的连接性;
- ⑨ 孔壁的弯曲及破损缺陷。

对于理想的泡沫结构,已建立了一些模型来描述其实体性能、密度及多孔结构的相互关系,本书对其中的部分进行了论述。这些关系清楚地表明了多孔材料最重要的结构特征是其相对密度 ρ/ρ_s 。

其他结构参数的重要性可从导热和导电性对密度的依赖程度很容易得知。泡沫金属的导热性主要由其固体部分的导热所决定,而气体的作用、穿越气孔的热辐射、孔内的对流所起的作用却很小。导电性与导热性的表现相同。多孔金属的导电、导热能力等于其实体的导电、导热性能、实体的体积百分比 ρ/ρ_s 以及热流的几何通道所决定的有效系数三者的乘积。如果相对密度的改变是由于孔壁和孔棱厚度的比例变化或是由于孔壁和孔连接处不变时孔径的增加而引起的,那么该有效系数应是一个常数。对于泡沫铝,有效系数也可用相对密度的指数形式表达,大约与 $(\rho/\rho_s)^{0.5}$ 成正比,因此,传导性应与 $(\rho/\rho_s)^{1.5}$ 成正比。

与导热性能和导电性能相比,多孔金属的密度和结构对力学性能的影响更大、更复杂。泡沫金属的力学性能对于承载结构、包装及抗冲击件而言,其重要性是不言而喻的。而对于热交换系统、阻尼及过滤等功能应用,结构的稳定性也是非常重要的。通常,泡沫可分为弹性、弹塑性及脆性三种泡沫(实体材料不是这样分类的,这仅用于描述泡沫结构的力学性能)。

压缩时,这三种泡沫显示出了相似的力学行为^[2],但其起因和机制是不同的。相对密度 $\rho/\rho_s < 0.2$ 的金属泡沫在一定弹性变形后,会出现或高或低的应力平台,随后出现应力的急剧增加。通过变形机制或对卸载后压缩孔的结构分析,可看出三种泡沫变形机理的区别:弹性泡沫的塌陷是由于孔壁的弹性失稳所致,并可有部分的恢复;塑性泡沫的变形是由塑性铰的形成所引起的;而脆性泡沫失效的原因则是孔壁的脆性断裂。孔壁的变形导致了应力平台,后两者的变形是不

可恢复的。

多孔金属通常是韧性的。图 5-1 为泡沫金属与实体金属在拉、压应力作用下的应力-应变曲线。泡沫表现出一定的线弹性特性,但没有实体金属的明显;紧接着是硬化阶段,该硬化不仅是泡沫中实体部分的硬化,同时还伴随有变形区的重新分布;压缩时,先经历平台期,然后是泡沫的致密化;拉伸时,最大拉伸应力对应于相对小的应变处,一般为 $1\% \sim 4\%$,比实体金属的拉伸时最大应力对应的应变小得多。力学性能可用杨氏模量 E (严格地讲应是多孔结构的刚度)、弹性极限 σ_y (拉伸与压缩时有一点区别)、抗拉强度 σ_{UTS} 、压缩平台应力 σ_{pl} (下标 pl 表示塑性)、致密化应变、拉伸应变极限以及断裂应变 ϵ_f 等表示。图 5-1 为多孔金属典型的应力-应变曲线。相对密度一定的金属泡沫,其性能参数取决于泡沫的类型(开孔或闭孔)、各向异性及其他一些结构参数。然而,标准的计算模型^[1]仅仅考虑了基体金属的性能、相对密度以及泡沫的类型。这种简化的计算模型在蠕变^[1]、疲劳^[19]和疲劳裂纹扩展性能中也存在,但它们仅仅基于一些有限的实验数据而建立。材料的压缩行为已有大量的研究报道^[14~18],对拉伸和剪切条件下的性能行为研究却很有限,而后者对夹层板的设计尤其重要。多向载荷作用下,实体金属和泡沫金属间的性能相差很大,例如:实体金属的屈服特性不会受应力张量中球应力张量分量的影响,这一点与多孔金属是不同的^[1]。下面,将讨论在测量多孔金属的性能时产生的差别和出现的一些问题。

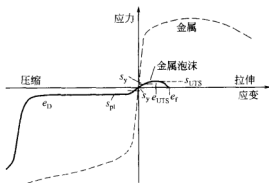


图 5-1 金属和金属泡沫的应力-应变特性比较

最后,应该强调的是,对于泡沫的应用,不能仅仅考虑它的单一性能。例如,在汽车工业中,刚度、抗冲击性能、能量吸收、噪声消减以及复杂形状的生产成本都很重要。泡沫金属可以满足多功能性的需求,是多功能应用最好的解决途径和选择。结构组件重新设计时,注意到这一点尤为重要。例如,用泡沫填充给定的壳形结构,壳形结构本身的性能并不会改变,但结构组件的性能却发生了改变。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids, Cambridge University Press, UK 1997
- 2 W. E. Warren, A. M. Kraynik, J. Appl. Mech. 1988, 55, 341~346
- 3 T. G. Nieh, K. Higashi, J. Wadsworth, Mater. Sci. Eng. A 1999, 283, 105~110
- 4 J. Grenestedt, K. Tanaka, Scripta Mater. 1999, 40, 71~77
- 5 J. Grenestedt, F. Bassinet, Int. J. Mech. Sci. 2000, 42, 1327~1338
- 6 A. F. Bastawros, H. Bart-Smith, A. G. Evans, J. Mech. Phys. Solids 2000, 48, 301~322
- 7 H. Bart-Smith, A. F. Bastawros, D. R. Mumm, A. G. Evans, D. J. Sypeck, H. N. G. Wadley, Acta Mater. 1998, 46, 3583~3592
- 8 J. Banhart, J. Baumeister, J. Mater. Sci. 1998, 33, 1431~1442
- 9 Y. Yamada et al., Mater. Sci. Eng. A 2000, 277, 213~217
- 10 K. A. Dannemann, J. Lankford Jr., Mater. Sci. Eng. A 2000, 293, 157~164
- 11 A. Paul, U. Ramamurty, Mater. Sci. Eng. A 2000, 281, 1~7
- 12 M. Münch, M. Schlimmer, Mater. Sci. Eng. Tech. 2000, 6, 544~546
- 13 O. B. Olurin, N. A. Fleck, M. F. Ashby, Mater. Sci. Eng. A 2000, 291, 136~146
- 14 J. Banhart (ed.), Metallschäume, MIT Verlag, Bremen, Germany; The proceedings of a conference held in Bremen in March 1997 (in German)
- 15 J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds.), Metal Foams and Foam Metal Structures, Proc. Int. Conf. Metfoam '99, 14~16 June 1999, MIT Verlag, Bremen 1999
- 16 A. G. Evans (ed.), Ultralight Metal Structure, Division of Applied Sciences, Harvard University, Cambridge, MA, USA; the annual report on the MURI programme sponsored by the Defense Advanced Research Projects Agency and Office of Naval Research, 1998
- 17 D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds.), Porous and Cellular Materials for Structural Application, MRS Proceedings Vol. 521, MRS, Warrendale, PA, USA, 1998
- 18 H. P. Degischer (ed.), Metallschäume, Proceedings of the DGM Symposium "Metallschäume", 28~29 February 2000, Vienna, Austria, MATWER 31, 6, Wiley-VCH, Weinheim 2000 (in German)
- 19 B. Zettl, H. Mayer, S. E. Stanzl-Tschegg, H. P. Degischer, Mater. Sci. Eng. A 2000, 292, 1~7

5.1 力学性能及其测定

C. Motz, R. Pippan 和 B. Kriszt

5.1.1 杨氏模量

用一系列模量描述的线弹性行为是结构材料最重要的性能。对于各向同性材料,可用杨氏模量 E 、剪切模量 G 来表征它的线弹性行为。由于制备加工工艺的原因,有些泡沫并不是各向同性的,因此,需要更多的模量来描述其线弹性行为。

各向同性情况由于其简化的形式,以及闭孔泡沫金属或多或少地呈现各向同性,因此,本节中我们将讨论材料的各向同性性。杨氏模量 E 、剪切模

量 G 、体积模量 K 和弹性泊松比 ν 之间存在下列关系：

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad (1)$$

因为泡沫是一种框架结构，所以在多孔材料或泡沫中一般不适宜使用“模量”这个术语，而使用“刚度”概念。然而，现在已经把多孔材料作为连续体看待，因此可用普通材料的性能进行表征。但应特别注意多孔结构的杨氏模量不是一个材料常数，它主要取决于多孔金属的孔结构。

5.1.1.1 泡沫结构的影响

开孔与闭孔结构存在本质的区别。开孔泡沫由连接孔的空间网络组成，其主要的变形原因是孔棱的弯曲，而对相对密度较高 ($\rho_r > 0.1$)^[1] 的泡沫还有孔棱的拉伸和压缩。在闭孔泡沫中，孔连接边之间的孔壁使结构的刚度得以加强，因此，除了孔棱的弯曲、拉伸、压缩外，孔壁在变形时也起着重要的作用。由于更大的约束来源于孔壁的存在，理论上闭孔结构的杨氏模量应比相对密度相同的开孔结构的杨氏模量大几倍。

结构缺陷，如孔壁和孔棱的皱褶、弯曲等，对刚度也有明显的影响^[2]。如果缺陷到达一定程度，对泡沫的杨氏模量会产生很大的影响。另外，其他结构参数如孔尺寸、孔形状以及它们的多样性对杨氏模量的影响较小^[3]。由于制备过程中孔结构参数不易控制，泡沫中不同结构参数对弹性刚度的影响可用有限元方法进行分析^[4,5]，其结果解释和支持了实验观察结果。

5.1.1.2 泡沫密度的影响

对所有力学性能影响最大的因素是泡沫的相对密度 ρ_r 。对于较低密度的泡沫 ($\rho_r < 0.2$)，Gibson 和 Ashby^[2] 将一种简单的弯曲支柱模型应用到立方体泡沫结构上，并得到了杨氏模量与密度之间的关系：

$$\begin{aligned} \frac{E}{E_s} &\approx \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^2 & (\text{开孔}) \\ \frac{E}{E_s} &\approx \Phi^2 \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right)^2 + (1-\Phi) \frac{\rho}{\rho_s} & (\text{闭孔}) \end{aligned} \quad (2)$$

下标 s 表示孔壁与孔棱实体金属的性能， Φ 表示闭孔泡沫中孔棱实体金属所占百分比。如图 5.1-1 所示，尽管这些方程来源于简单的立方体泡沫结构模型，而且这种模型并不能真实地反应泡沫的真实结构，但其结果与实验结果却吻合得很好。如果主要的变形机理是孔壁的弯曲，那么这两个方程就是有效的。对于较高密度的泡沫而言，孔棱的拉伸与压缩变得更加重要，此时，这些方程的计算结果与实际结果之间存在较大偏差。

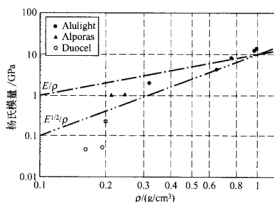


图 5.1-1 开孔（空心符号）和闭孔（实心符号）泡沫铝的杨氏模量与密度的关系^[4]

5.1.1.3 变形的影响

泡沫孔结构由于孔棱和孔壁的弯曲、屈曲、拉伸、断裂而改变，因此，杨氏模量将随应变的变化而变化。一般地，韧性泡沫的应力应变曲线上弹性阶段很小，这给初始杨氏模量的测量造成了困难。由于这个原因，许多研究者将达到一定应变再卸载所测得的曲线定为杨氏模量 E 。杨氏模量 E 随变形量的增加而改变，因此，测量模量所用的应变值是一个重要的参数。图 5.1-2 所示为 Alporas 泡沫 ($\rho_f=0.1$) 受压缩、拉伸以及卸载时的应力-应变曲线。

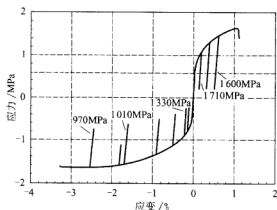


图 5.1-2 含卸载的闭孔泡沫铝 (Alporas, $\rho_f=0.1$) 的应力-应变曲线

很显然，压缩过程中杨氏模量随应变增加而减小的程度比拉伸过程快得多，其原因是压缩过程中孔棱和孔壁的弯曲极大地减少了基体的刚度，而拉伸过程中孔壁在初始裂纹扩展前的伸展会使刚度有所提高。超声波测试方法可用于测量变

形量很小时的杨氏模量,但测量所得的杨氏模量值明显地高于标准压缩或拉伸实验的测量值^[7]。图 5.1-3 表明了超声波测试方法测量的杨氏模量对变形的依赖性。对于结构应用,泡沫的“初始”杨氏模量数据是必须的,因为初始杨氏模量很难确定,建议使用压缩或拉伸时产生 0.2% 应变后卸载对应的模量 $E_{0.2}$,这应该是综合考虑可测量性及塑性变形后的较好解决办法。

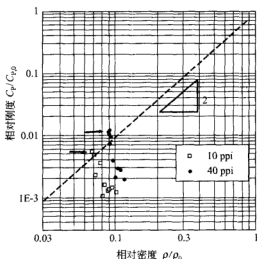


图 5.1-3 杨氏模量(刚度)对压缩变形的依赖性^[7],数据由不同密度的泡沫的压缩实验测得

5.1.2 压缩性能

压缩时,多孔金属在一定应力水平下显示出了范围较宽的应变段,这时应力几乎不变(如图 5.1-4 所示)。这种性能使人们对多孔金属的能量吸收应用产生

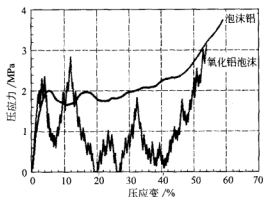


图 5.1-4 韧性泡沫铝和脆性氧化铝泡沫的应力-应变曲线^[11]

了浓厚的兴趣：在较低的常压应力水平，泡沫金属具有吸收大量塑性变形的能力。我们还将 在 5.1.3 节中对泡沫金属的能量吸收性和冲击行为进行更详细的讨论。根据泡沫基体材料的不同，可以观察到弹性、脆性及韧性三种不同的泡沫变形模式。金属泡沫通常表现出相当高的韧性性能。

近年来，对金属泡沫的压缩行为和能量吸收性的研究报道很多。金属泡沫的压缩性能与许多聚合物泡沫相似，因此，其基本的变形机理和应力-应变关系都是人们所熟悉的。韧性泡沫在较小压应变时，其孔棱和孔壁发生弯曲、拉伸/压缩并最终屈服。如果孔棱和孔壁的应力超过了基体材料的屈服应力 $\sigma_{y,s}$ ，那么塑性变形就开始发生，并且该变形是不可恢复的。真实多孔金属中，由于结构的不均匀性导致了局部的低应变下的应力集中，一旦超过了基体材料的屈服应力，便导致早期的局部塑性失稳。因此，韧性泡沫应力-应变曲线的线弹性部分很难确定。增加载荷使泡沫强度较弱区域的孔棱和孔壁屈曲，在应力-应变曲线上表现为平台区的开始。随着应变的增加，将形成另外的变形带，直到多数孔坍塌，达到致密化阶段^[8,9]。应力-应变曲线的平台高低取决于多孔结构和基体材料的性能，平台不可能是绝对水平的，可能存在微小的起伏波动。图 5.1-4 示出了两种极端的情况，韧性泡沫铝的平滑平台和脆性氧化铝泡沫的锯齿形平台。Gibson 和 Ashby 用简单的立方体孔单元模型，根据泡沫密度 ρ 和基体的屈服强度 $\sigma_{y,s}$ 推导出平台应力 σ_{pl} 的表达式。当孔棱的塑性变形开始后，应力就达到了平台应力水平。

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{y,s}} \approx 0.3 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} \quad (\text{开孔泡沫})$$

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{y,s}} \approx 0.3 \left(\Phi \frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} + 0.4(1-\Phi) \frac{\rho}{\rho_s} \quad (\text{闭孔泡沫}) \quad (3)$$

图 5.1-5 示出了不同密度 Alulight 泡沫铝压缩时的应力-应变曲线。

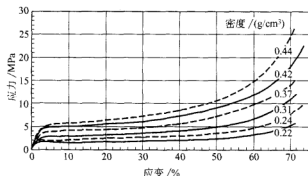


图 5.1-5 不同密度泡沫铝 (Alulight) 的压应力-应变曲线

平台应力随密度的增加而明显地增加，可用不同的方法测量应力-应变曲线及平台应力。如果在平台区的初始段存在一个应力峰或者一个清晰的平滑阶段，

那么这个峰或平滑应力就可视为平台应力^[10]。如果没有应力峰存在,可将平台区向低应变方向延长,使之与初始弹性线或纵坐标相交,交点值取为平台应力^[10,27]。平台应力的重要性在于表征了材料的能量吸收行为和压缩性能。然而,在进行泡沫结构设计时,由于泡沫在这种应力水平上会产生大变形和毁坏,因此平台应力不适合作为设计的依据。由于应力-应变曲线上弹性区的不明显,使屈服应力很难确定,此时,可根据多孔金属的力学响应情况,考虑采用 $\sigma_{0.2}$ 或 $R_{p0.2}$ 为其屈服应力。

可用标准压缩实验获得应力-应变曲线。测定杨氏模量 E 和屈服应力 $\sigma_{0.2}$ 时,位移可通过在试件上安放引伸仪或用视频设备直接测量。为避免因泡沫的不均匀变形引起的误差,需对试件的多个位置进行测量。同样,为减少孔结构不均匀性的影响,试件在每个主方向上的尺寸都必须超过泡沫平均孔径的7~10倍。

5.1.3 能量吸收和抗冲击性

好的能量吸收性材料,表现为在较低常应力水平下产生的大应变。由于其独特的压缩性能,多孔金属(尤其是泡沫金属)和一些聚合物泡沫特别适用于能量吸收。对这些结构而言,泡沫金属的优点是:相对低的密度、合适的平台应力水平、良好的耐热性和阻燃性。因此,它们常用于交通和包装工业。

5.1.3.1 能量吸收性能

由于存在大范围的平台期,多孔金属具有良好的能量吸收能力和较大的能量吸收率。冲击力的大小由动能被吸收的应力水平所控制。为避免包装破坏或人员伤害,冲击力不能超过一定值。因此,对于冲击防护,不仅材料的能量吸收能力重要,而且,材料的应力应变反应也很重要(见图5.1-6)。

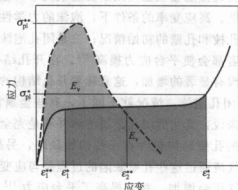


图 5.1-6 具有相同吸能能力 E_v (单位体积所吸收的能量)的两种不同吸能件的

应力应变响应比较。无平台区时,其应力峰较高,能够抵抗较高的冲击力

在一定应变区间 $[\epsilon_1, \epsilon_2]$ 内, 单位体积泡沫所吸收的能量等于应力-应变曲线下的面积, 即

$$E_v = \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (4)$$

能量吸收率 η 是真实材料的吸能量与理想塑性吸能材料的吸能量之比:

$$\eta = \frac{\int_{\epsilon_2}^{\epsilon_1} \sigma(\epsilon) d\epsilon}{\sigma_0 (\epsilon_2 - \epsilon_1)} \quad (5)$$

大多数多孔金属都有一个稳定的平台区域, 因此在给定的应变间隔内的能量吸收率较大, 其能量吸收能力也较强 (见图 5.1-7)。

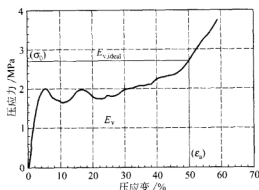


图 5.1-7 能量吸收率 η 是真实材料的吸能量 E_v 与理想塑性吸收材料的吸能量 $E_{v, ideal}$ 之比

5.1.3.2 抗冲击性能

多孔金属装置作为碰撞能吸收器应用于交通系统中, 重要的性能要求有能量吸收能力和抗冲击性能。高应变率的条件下, 泡沫的力学性能会发生变化。有两点必须要考虑: 一是孔棱和孔壁的初始情况; 二是闭孔泡沫内的气压及气流。随着应变率的增加, 两者都会使平台应力提高^[12]。在开孔结构中, 较高应变率下观测到的平台应力并没有显著的增加, 这意味着开孔结构的质量惯性对平台应力并没有影响^[12]。对于闭孔泡沫, 情况就不同了, 有些金属泡沫显示出性能对应变率的敏感性。一般来说, 真实的闭孔金属泡沫并不是完全的闭孔结构, 因为制备过程往往会使它们的孔壁结构包含有一些初始缺陷, 另外当孔壁变形并破裂时, 也会产生缺陷。气流通过这些孔壁缺陷的过程是与应变率有关的。因此, 高速变形期间, 孔内的气压会增加, 并且提高了平台应力^[13]。由于应变相对集中于变形带, 局部应变率比测量的应变率高得多, 使得应变率的作用更为明显, 进一步导致了闭孔金属泡沫平台应力和能量吸收能力的提高^[12, 13]。研究表明, 当

应变率从 10^{-3} s^{-1} 增加到 10^3 s^{-1} 时, 泡沫铝的平台应力增加了 20%~90% (见图 5.1-8)。应变率对应力的作用, 主要取决于孔的形貌和基体材料的性质。

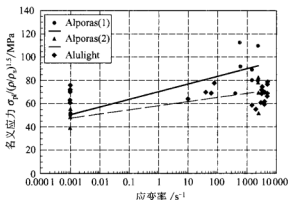


图 5.1-8 两种不同泡沫铝的塑性强度与应变率的关系^[18]

5.1.4 拉伸性能

制备工艺的改善已使泡沫金属的质量大为改进, 使其成了一种具有应用开发价值的新型结构材料。因此, 除了要对其压缩特性和能量吸收性有所了解外, 还必须对拉伸、断裂行为等力学性能进行研究, 并了解这些性能与压缩性能之间的差异。

5.1.4.1 拉伸性能

拉伸的初始变形过程与压缩过程十分相似: 开孔泡沫的孔棱弯曲, 闭孔泡沫的孔棱弯曲及孔壁的拉伸和压缩。然而, 在后屈服阶段, 拉伸变形机理与压缩变形机理出现了明显差异。压缩过程中, 泡沫孔的塑性或脆性坍塌是在与加载方向垂直的变形带内进行的。拉伸时, 孔壁和孔棱主要受拉应力的作用, 使得这些部位的屈曲变得不可能。有限元模拟表明, 只有非常大的应变才可能导致塑性失稳^[14], 而真实韧性泡沫的断裂应变仅为百分之几。

拉伸变形集中在多孔金属的薄弱区域, 在最终失效前, 没有变形带形成。最终的失效机理取决于泡沫基体材料的韧性。在最终失效前, 脆性陶瓷泡沫在较高应力的孔壁和孔棱上通常有微裂纹存在。如果这些缺陷的大小超过了其临界尺寸, 那么裂纹会通过泡沫进行扩展, 导致灾难性的失效。泡沫的临界断裂强度 σ_{cr} 可由线弹性断裂力学获得^[2]:

$$\frac{\sigma_{cr}}{\sigma_{ts,s}} \approx C \sqrt{l/a} \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} \quad (\text{开孔泡沫}) \quad (6)$$

式中 C ——常数;

l ——孔径大小；

a ——临界初始缺陷大小；

$\sigma_{ts,s}$ ——基体的断裂强度。

对于闭孔泡沫金属，情况将更加复杂。

在主裂纹扩展前，也可观察到韧性多孔金属（例如泡沫铝）孔壁和孔棱上的裂纹扩展。随着变形的增加，断裂扩展区出现并发展，变形集中在该断裂区内进行。闭孔泡沫金属断裂区内会有几个孔壁发生断裂。随着变形的加剧，主裂纹沿多孔结构里最薄弱的路径发展和传播。只有强度最高的孔棱能够保持完整，并保持不同泡沫孔间的连接。上述过程进行时，将伴随着应力的减少，这一点可从图 5.1-10 所描述的应力-应变曲线上看出。相应的韧性闭孔泡沫铝的拉伸变形过程和失效机理如图 5.1-9 所示。

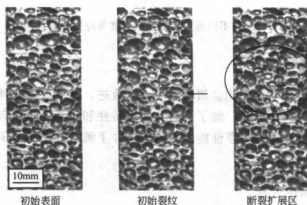


图 5.1-9 泡沫铝的拉伸失效机理。薄弱孔壁上的初始裂纹和后续的断裂扩展区（应力-应变曲线见图 5.1-10）

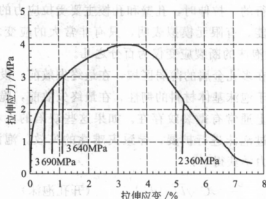


图 5.1-10 具有部分卸载模量的泡沫铝（Alporas, $\rho_r = 0.18$ ）的拉伸应力-应变曲线

由于必须建立孔棱和孔壁韧性断裂的关系,并考虑其几何模型,因此确定韧性闭孔泡沫铝的拉伸应力峰 σ_{UTS} 或拉伸断裂应变很困难。实验数据表明, σ_{UTS} 的大小与压缩变形的平台应力大小基本相同。

5.1.4.2 缺口效应

在缺口存在的条件下,普通金属在拉伸时会显示出不同的力学行为。与没有缺口的试样相比,有缺口的脆性材料的断裂应力较低。由于缺口根部存在应力集中,脆性材料在较低的应力水平下就会断裂。而韧性材料在缺口存在时,其断裂行为却有所不同,表现出较高的断裂强度。在韧性材料的缺口根部,变形受到限制,导致更高的三向应力和较高的流动应力。对泡沫金属而言,因为塑性变形过程伴随有体积的变化,其塑性泊松比小于0.5,使情况变得更为复杂,其结果是横向应变也成为缺口根部的约束。在压缩条件下,平台区的塑性泊松比接近于零,泡沫显示出对缺口的不敏感性。然而在拉伸时(包括压缩条件下,应变小于平台区的开始点时)的塑性泊松比近似等于弹性泊松比。对大多数可获得的商用闭孔泡沫(如 Alulight 和 Alporas)而言,弹性泊松比 γ 取决于多孔结构,其值一般在0.30~0.40范围内^[15]。因此,这些泡沫在拉伸时会显出缺口敏感性。有限元模拟证明了这一点^[16],并表明当塑性泊松比大于0.3时,缺口敏感性是可以观察到的。图5.1-11是具有不同深度缺口比率的泡沫试样的应力-应变曲线,随着缺口深度的增加,可以观察到真实断裂应力的增加和断裂应变的减小。

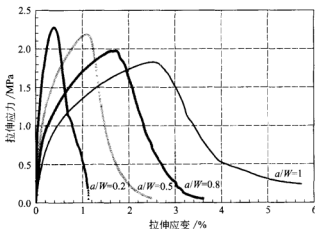


图 5.1-11 韧性泡沫铝拉伸时的缺口深度比率 a/W 值对应力-应变曲线的影响

5.1.4.3 泡沫材料拉伸测试过程中的特殊问题

可以用标准的拉伸测试方法对泡沫金属进行拉伸实验。大多数泡沫金属在拉

伸时, 断裂应变相对较小, 因此位移一般用与试样连接在一起的应变仪进行测量, 而不用试验机上的位移测量装置。为获得可靠的结果, 原则上, 试样的尺寸在各个方向上都应比泡沫金属的平均孔径大 7~10 倍。为避免对泡沫造成损害, 试样在试验机上的装夹应小心进行。一个好的方法是用胶将泡沫与两块金属板粘在一起, 再装夹到试验机上。从拉伸实验中可以获得的重要的力学性能包括杨氏模量、应力峰值 σ_{UTS} 、屈服应力 $\sigma_{0.2}$ 、最大应力对应的应变 ϵ_{UTS} 、弹性泊松比 ν 和塑性泊松比 ν_{pl} 。断裂应变并不代表材料的性能, 但却能对特定试样进行表征。因此, 当断裂过程较快时, ϵ_{UTS} 是值得推荐使用的。

5.1.5 扭转性能

泡沫金属扭转变形时, 孔棱弯曲, 孔壁同时承受弯曲和剪切变形。剪切性能对于材料性能的认知及夹层板的结构应用是非常重要的 (夹层板泡沫芯在加载情况下可能会扭转变形)。通常用双叠剪切 (double lap) 测试或 ASTM C-273 方法进行剪切强度的测试。大多数泡沫的自由扭转变形都远大于其拉伸变形, 图 5.1-12 就是典型的例子。如果在扭转测试期间, 试样的两端固定, 则会出现附加的拉伸应力, 其应变就减小到了典型的拉伸测试水平。重要的扭转性能有剪切模量 G 、剪切强度 γ_c 和剪切断裂应变 ϵ_c 。在扭转测试时, 通过在试样上施加拉伸或压缩载荷, 可以获得多种应力状态, 并可进行相关失效机理的研究。

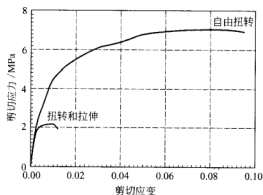


图 5.1-12 泡沫铝无轴向应力和有轴向拉伸应力时的应力-应变曲线^[17]

5.1.6 断裂性能

断裂性能和断裂韧性值对于承载的多孔金属泡沫的应用有着重要的意义。关于脆性泡沫的线弹性断裂机理 (LEFM), 已在拉伸性能一节中作过简单的概述。

闭孔韧性泡沫金属的情形要复杂得多, 此时 LEFM 已不适用, 这将在本节

中进行讨论。

5.1.6.1 裂纹的形成及扩展

由于多数泡沫金属结构的不均匀性,在断裂测试时可以预料到有局部效应的存在。图 5.1-13 是韧性泡沫铝缺口的根部前端在不同加载阶段时的显微照片,从图中可清楚地看到裂纹的开始和扩展。加载有缺口或裂纹的试样,将导致裂纹尖端附近的塑性屈服^[18]。

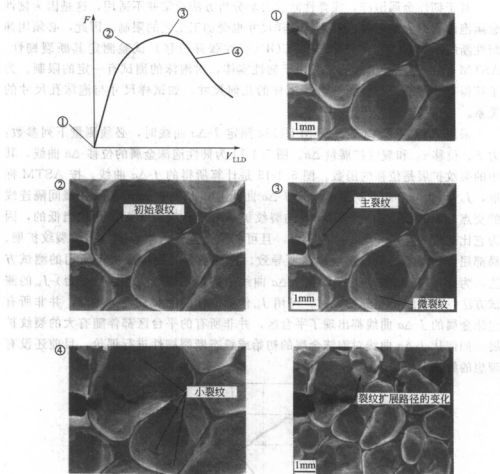


图 5.1-13 载荷-位移曲线及相关的 SEM 照片,展示了内生裂纹测试时韧性泡沫铝的初始裂纹和裂纹扩展情况

在裂纹尖端附近,孔壁最薄弱的区域最容易发生变形,随着进一步加载,一些孔壁发生断裂,微裂纹在裂纹尖端附近出现。离裂纹尖端几个孔径远处的孔壁,在其他区域未变形时也可能塑性变形,并出现几个孔径大小的、包含有局

部变形和微裂纹的所谓断裂发展区 (FPZ)。在较高载荷作用下, 局部屈服在整个试样长度上都有可能发生, 因此多孔金属的塑性区很难定义。随着载荷的增加, 主裂纹在缺口根部形成, 或由微裂纹合并而成, 并开始在多孔结构内传播。裂纹沿着结构的最薄弱处传播, 并产生了次生裂纹和裂纹桥 (crack bridge)。裂纹桥的长度和微裂纹取决于孔的结构和泡沫的基体材料。

5.1.6.2 断裂韧性

对于韧性金属泡沫, 线弹性断裂力学分析方法通常并不适用, 这是因为韧性金属泡沫具有大的塑性区, 而且试样尺寸也受加工工艺的限制。因此, 必须用弹塑性断裂力学试验, 如 J -积分或 COD (裂纹张开位移) 试验测定其断裂韧性。ASTM E813 J -积分试验通常适用于韧性实体, 对泡沫的测试有一定的限制。为了获得有效的断裂韧性, 应考虑试样的几何尺寸, 如试样尺寸与泡沫孔尺寸的关系。

采用 ASTM E813 或 ASTM E1152 测定 J - Δa 曲线时, 必须测量下列参数: 力 F 、位移 v_{ID} 和裂纹扩展量 Δa 。图 5.1-14 为韧性泡沫金属的位移- Δa 曲线, 其中的裂纹扩展是位移的函数。图 5.1-15 是计算所得的 J - Δa 曲线。按 ASTM 标准, $J_{0.2}$ 可由 0.2 裂纹扩展垂线及 J - Δa 曲线上 0.15~1.5mm 裂纹扩展间隔连线的交点对应的 J 值确定。0.2mm 的裂纹扩展对于金属泡沫而言是相当低的, 因为它比通常的孔尺寸小一个数量级, 且可能是受其他因素影响 (如微裂纹扩展、局部屈服) 而不是裂纹扩展本身所导致。这种情况的发生取决于所用的测试方法, 为此, Fleck 和 Ashby^[19] 在 J - Δa 曲线中采用了稳态 J 值 (J 平台)- J_{ss} 的测试方法: 当裂纹桥充分发展时, 可用 J_{ss} 作为泡沫的断裂韧性。然而, 并非所有泡沫金属的 J - Δa 曲线都出现了平台区, 并非所有的平台区都伴随有大的裂纹扩展。如何从 J - Δa 曲线对泡沫金属的初始或稳态断裂韧性进行评价, 目前还没有理想的解决办法。

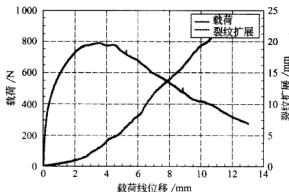


图 5.1-14 韧性泡沫铝 (Alporas, $\rho_r=0.1$) 的载荷、裂纹扩展与位移的关系曲线

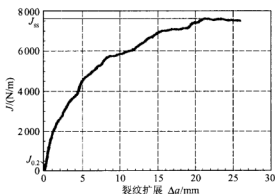


图 5.1-15 J -积分与裂纹扩展关系曲线, 同时标明了断裂韧性 J_{18} 及 $J_{0.2}$ 的大小 (J 值由图 5.1-14 获得)

Gibson 和 Ashby^[6]在一定泡沫和密度范围条件下, 建立了断裂韧性和韧性泡沫金属密度之间的关系:

$$J_{1C} \approx C \sigma_{ys} l \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} \quad (7)$$

该方程把孔尺寸与断裂韧性联系了起来 [与方程 (8) 比较, 这里认为 $COD = l$]。其他断裂韧性值, 如 K_{1C} 或 COD_c 等, 可利用已知的断裂力学关系从该方程获得。

对于韧性材料的断裂韧性, 还可采用临界裂纹张开位移 (COD) 的测定方法进行评估。尽管这是一种直接的方法, 但由于实验的困难, 几乎很少使用。Schwalbe^[20]建议在距离裂纹尖端 5mm 处进行 COD_5 的测量, 这使操作过程容易得多。我们采用了这项技术, 图 5.1-16 是获得的韧性泡沫铝 COD_5 - Δa 与

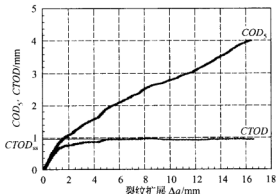


图 5.1-16 与图 5.1-14、图 5.1-15 所示的相同泡沫的裂纹扩展、裂纹张开位移 COD_5 、裂纹尖端张开位移的 $CTOD$ 关系曲线, $CTOD$ 是裂纹尖端后部裂纹扩展到一定值的测量结果, 而 COD_5 是初始裂纹尖端后 5mm 固定位置处的测量值

CTOD- Δa 曲线 (CTOD 表示裂纹尖端张开位移)。这种方法的优点在于它与泡沫的 COD- Δa 曲线测试方法类似, 还可方便地评估临界断裂韧性值。下面的等式给出了 COD 和 J 值之间的关系:

$$J = k\sigma^* \text{COD} \quad (8)$$

式中, σ^* 表示屈服应力 σ_y 和拉伸极限应力 σ_{UTS} 的平均值; k (对常用的金属) 在平面应力状态下是 1, 在平面应变状态下取 1, 3... 2, 6。对于金属泡沫, 在 (宏观) 平面应变状态下, k 值与塑性区的泊松比有关。此时, 必须注意宏观、微观应力状态 (孔壁的应力状态) 是不同的。因为 ν_{pl} 比实体金属的泊松比小很多, k 的值应稍大于 1。

5.1.6.3 因泡沫特性而导致的测试问题

断裂韧性的测试通常是采用致密拉伸试样进行的, 相应的 ASTM 标准中已经给出了加载和加载位移的测量方法。由于多孔金属结构的不均匀性, 使 Δa 的确定要复杂得多。实验表明, 采用电压降 (potential drop) 技术及相关的方法可以得到合理的测量结果。试样的尺寸既要满足测试仪器的要求, 又要考虑孔结构的尺寸因素。为排除孔结构尺寸因素的影响, 获得可信的实验结果, 试样的韧带尺寸和初始裂纹长度应取平均孔径的 10 倍以上, 试样的宽度应在平均孔径的 5 倍以上。目前, 金属泡沫的临界断裂韧性值还没有相应的测试标准。

参 考 文 献

- 1 W. E. Warren, A. M. Kraynik, J. Appl. Mech. 1988, 55, 341~346
- 2 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids, Cambridge University Press, Cambridge 1997
- 3 T. G. Nieh, K. Higashi, J. Wadsworth, Mater. Sci. Eng. A 1999, 283, 105~110
- 4 J. Grenestedt, K. Tanaka, Scripta Mater. 1999, 40, 71~77
- 5 J. Grenestedt, F. Bassinet, Int. J. Mech. Sci. 2000, 42, 1327~1338
- 6 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, Metal Foams: A Design Guide, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 7 A. Wanner, B. Kriszt, Mater. Sci. Eng. Tech. 2000, 6, 481~483
- 8 A. F. Bastawros, H. Bart-Smith, A. G. Evans, J. Mech. Phys. Solids 2000, 48, 301~322
- 9 H. Bart-Smith, A. F. Bastawros, D. R. Mumm, A. G. Evans, D. J. Sypeck, H. N. G. Wadley, Acta Mater. 1998, 46, 3583~3592
- 10 J. Banhart, J. Baumeister, J. Mater. Sci. 1998, 33, 1431~1442
- 11 Y. Yamada et al., Mater. Sci. Eng. A 2000, 277, 213~217
- 12 K. A. Dannemann, J. Lankford Jr., Mater. Sci. Eng. A 2000, 293, 157~164
- 13 A. Paul, U. Ramamurty, Mater. Sci. Eng. A 2000, 281, 1~7
- 14 A. Ableidinger, "Micro-macromechanical Investigations of the Strength and Structure Behaviour of Metallic Foams", Thesis, Vienna University of Technology, Austria 2000
- 15 C. Motz, R. Pippin, "Deformation Behavior of Aluminum Foams in Tension", Acta Mater 2001, 49, 2463~2470

- 13 P. R. Onck, "Application of a continuum constitutive model to metallic foam DEN-specimens in compression", International Journal of Mechanical Sciences 2001, 43, 2947~2959
- 17 M. Münch, M. Schlimmer, Mater. Sci. Eng. Tech. 2000, 6, 544~546
- 13 C. Motz, R. Pippan, in Proc. ECF-13 Conf., 6~9 Sept 2000, San Sebastián, Spain, CDROM, 2000
- 19 O. B. Olurin, N. A. Fleck, M. F. Ashby, Mater. Sci. Eng. A 2000, 291, 136~146
- 20 K. H. Schwalbe, A. Cornec, Fatigue Eng. Mater. 1991, 14, 405~412

5.2 泡沫铝的疲劳性能和疲劳极限

B. Zettl, H. Mayer 和 S. Stanzt-Tschegg

如果泡沫结构反复受力或受振动, 则有必要了解泡沫铝的疲劳性能。对泡沫铝在周期性压缩^[3~6], 周期性拉伸^[1,2,5,6]和拉压循环载荷条件^[7,8]下的疲劳性能进行了实验研究, 研究结果表明, 在一定循环周期后, 泡沫结构的强度迅速下降, 循环周期的多少取决于应力振幅和平均应力的大小。周期性压缩导致变形带的形成, 而循环拉伸条件下泡沫的失效则是由疲劳裂纹的萌生和生长所致^[2~5]。在拉压循环载荷条件下^[7~8], 疲劳裂纹导致试样断裂, 其机理近似于循环拉伸应力条件下的破坏机理^[8]。

已有文献中所叙述的泡沫金属的疲劳极限数据, 其循环周期大概集中在 $10^6 \sim 10^7$ 次的范围内。而在实际应用中, 泡沫结构所承受的循环载荷次数要大得多。例如, 汽车元件在使用期内可能经历多于 10^8 次的循环寿命。因此, 对于泡沫铝的疲劳性能的综合描述, 其高周疲劳性能、高周疲劳极限的确定是很有必要的。目前多数的研究都是在 10^7 范围内进行的, 仅有一例报道是在 10^9 及其以上周次进行的^[7], 本节将简要地对该项研究工作进行介绍, 并对三种泡沫铝的高周疲劳性能进行评估。

5.2.1 疲劳数据的文献综述

在一些文献中, 对泡沫铝的疲劳测试结果进行了报道。疲劳性能数据可用来评价材料性能和加载条件对泡沫铝的疲劳行为的影响。具体的原始数据, 可从公开发表的论文和会议论文中获得。

一定循环周次的疲劳断裂数据, 与所采用的泡沫材料(泡沫材料的类型和密度)、循环应力和加载率有关。然而, 不同的作者采用了不同的方式来定义循环载荷的大小和加载率 R : 一些作者将 $|\sigma_{\max}|/|\sigma_{\min}|$ 定义为加载率^[1,2,4~6], 而另一些作者用的则是 $|\sigma_{\min}|/|\sigma_{\max}|$ ^[3]。在本书及其他一些文献^[7, 8]中, 根据大多数疲劳文献所用的方法来定义加载率 $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ ^[9]的, 正 R 值表示拉应力, 负 R 值表示压应力。因此, 对于拉压循环载荷, 加载率 R 为 -1 ; 对于循环拉伸载

荷, $0 \leq R < 1$; 对于循环压缩载荷, $1 \leq R \leq \infty$ 。应力周期的大小, 用 $\Delta\sigma/2 = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$ 来表示。

文献报道的 S-N 曲线如图 5.2-1 所示。

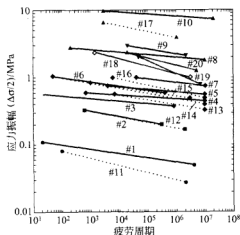


图 5.2-1 泡沫铝的 S-N 曲线。参考文献及材料性能如表 5.2-1 所示

材料: ● Alcan, ■ Duocel, ◆ Alporas, ▼ IFAM, ▲ Alulight, Hydro

加载条件: 实线表示周期压缩, 虚线表示周期拉伸, 灰实线表示反向加载

对实验数据进行拟合, 有以下 S-N 曲线的指数关系 (50% 的实验数据满足该关系):

$$N^n \frac{\Delta\sigma}{2} = C \quad (1)$$

表 5.2-1 列出了指数 n 和系数 C (MPa) 的估计值, 并用不同的符号和线条表示不同的材料和加载条件 (周期性压缩, 周期性拉伸, 或反向加载) 的实验数据。泡沫铝的疲劳特性显示出极大的分散性。例如, 随所采用的泡沫和加载率的不同, 平均循环寿命为 10^5 的循环应力振幅的值, 会在 200 倍大小的范围内变化。

泡沫铝疲劳性能的分散性是由其密度和结构的多样性所导致的。文献数据显示了一种重要趋势, 即: 疲劳性能随平台应力的增加而增加。如在图 5.2-2 中, 分别表示出了 10^5 周期和 10^7 周期的应力振幅 (50% 的实验数据符合直线关系)。疲劳强度与泡沫类型和加载条件无关, 随平台应力的增加而增加。图 5.2-2 的线性关系还表明, 平均寿命为 10^5 循环周期的应力振幅约等于平台应力的 0.35 倍, 而平均寿命为 10^7 周期时有 $\Delta\sigma/(2\sigma_{pl}) = 0.27$ 的关系存在。这意味着泡沫铝的疲劳寿命主要由循环应力幅度 $\Delta\sigma/2$ 及相关的平台应力 σ_{pl} 所决定, 并可用 $\Delta\sigma/(2\sigma_{pl})$ 表示循环载荷的大小。

表 5.2-1 泡沫铝 S-N 曲线 (见图 5.2-1) 中的参考文献,
系数 C 、 n 满足方程 (1) 的指数规律^[1~6,8,11]

	泡沫	参考文献	密度 /(g/cm ³)	平台应力 /MPa	加载条件	加载率	测试样本	系数 C /MPa	n
#1	Alcan	[1]	0.15	0.25	压缩	10	7	0.133	-0.064
#2	Duocel	[2]	0.19	0.53	压缩	10	7	0.546	-0.079
#3	Alporas	[4]	0.22	1.4	压缩	10	5	0.626	-0.037
#4	Alporas	[6]	0.22	1.37	压缩	∞	30	0.710	-0.028
#5	Alporas	[6]	0.25	1.71	压缩	∞	28	1.028	-0.038
#6	Alporas	[2]	0.30	1.9	压缩	10	8	1.332	-0.063
#7	Alporas	[6]	0.30	2.34	压缩	∞	30	1.759	-0.053
#8	Alulight	[5]	0.45	6.3	压缩	10	7	3.393	-0.038
#9	IFAM	[3]	0.63	8.8	压缩	10	13	6.232	-0.074
#10	Alulight	[5]	0.50	19.5	压缩	10	7	12.514	-0.031
#11	Alcan	[1]	0.15	0.25	拉伸	0.1	8	0.131	-0.108
#12	Duocel	[2]	0.19	0.53	拉伸	0.1	4	0.554	-0.081
#13	Alporas	[6]	0.25	1.47	拉伸	0	30	1.068	-0.072
#14	Alporas	[6]	0.25	1.75	拉伸	0	33	1.467	-0.080
#15	Alporas	[2]	0.30	1.9	拉伸	0.1	5	1.355	-0.068
#16	Alporas	[6]	0.30	2.25	拉伸	0	26	2.254	-0.093
#17	Alulight	[5]	0.86	17.0	拉伸	0.1	14	13.645	-0.090
#18	Hydro Al	[8]	0.29	3.5	反向加载	-1	19	5.296	-0.111
#19	IFAM	[8]	0.40	4.4	反向加载	-1	19	15.691	-0.189
#20	Alulight	[11]	0.56	7.0	反向加载	-1	51	6.988	-0.110

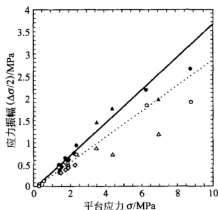


图 5.2-2 10^5 (实线及实心符号) 及 10^7 (虚线及空心符号) 疲劳周期时的应力振幅

● 压缩, ◆ 拉伸, ▲ 反向加载。数据由图 5.2-1 获得

为比较不同的泡沫铝, 应采用平台应力 σ_{pl} 对疲劳性能进行规范化处理。式 (1) 可表达为:

$$N^n \frac{\Delta\sigma}{2\sigma_{pl}} = \frac{C}{\sigma_{pl}} \quad (2)$$

在图 5.2-3 中，列举了文献资料中的周期性压缩、周期性拉伸及反向加载条件下的疲劳数据，给出了这三种条件下的平均 S-N 曲线。文献数据的平均 S-N 曲线的数学表达式为：

$$N^{\frac{1}{n_{mean}}} \frac{\Delta\sigma}{2\sigma_{pl}} = \frac{C}{\sigma_{pl}} = C_0 \tag{3}$$

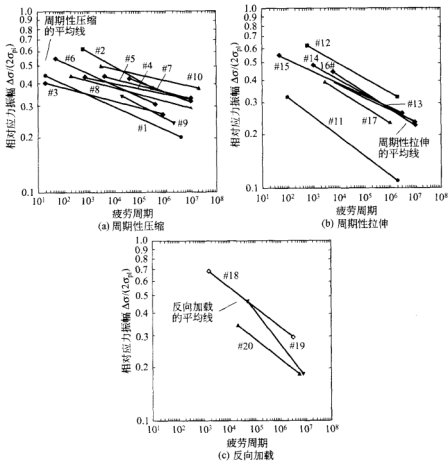


图 5.2-3 规一化载荷-疲劳周期曲线

表 5.2-2 列出了平均曲线的指数 n_{mean} 、系数 C_0 的值，在反向加载条件下指数 n_{mean} 的最大绝对值，以及在周期性压缩加载条件下指数 n_{mean} 的最小值。

表 5.2-2 不同加载条件下，方程 (3) 的系数

	系数 C_0	指数 n_{mean}
周期性压缩	0.628	-0.049 1
周期性拉伸	0.800	-0.082 5
反向加载	1.738	-0.135 1

采用相对应力振幅 $\Delta\sigma/(2\sigma_{pl})$ 来描述加载量, Duocel 泡沫铝在周期性压缩[如图 5.2-3(a) #2]和周期性拉伸[如图 5.2-3(b) #12]中显示出了好的疲劳性能。Duocel 泡沫是惟一可以在文献中找到疲劳数据的开孔结构泡沫铝。类似的泡沫铝, 如 Alporas 泡沫[如图 5.2-3(a) #3~#7, 图 5.2-3(b) #13~#16], Alulight 泡沫[图 5.2-3(a) #8, #10, 图 5.2-3(b) #17, 图 5.2-3(c) #20]、IFAM 泡沫[图 5.2-3(a) #9, 图 5.2-3(c) #19]的相对疲劳强度数据在各种文献中也有报道。Hydro 泡沫仅在反向加载条件下测试过[图 5.2-3(c) #18], 并在 $R=-1$ 时显示出了最高的相对强度。Alcan 泡沫是密度最小的泡沫材料, 在周期性压缩和周期性拉伸的条件下具有最低的疲劳强度。

5.2.2 高周疲劳性能和疲劳极限

为评估泡沫铝的高周疲劳性能和疲劳极限, 常对试样进行高循环应力周期的测试。在低频率下通常使用传统的测试设备, 但这种方式相当耗时。为克服结构不均匀性的影响, 获得相关的统计数据, 测试必须对若干试样重复进行多次。因此, 用超声波疲劳测试方法进行高周疲劳特性实验研究不失为一种高效、省时的选择。

5.2.2.1 材料和过程

测试所用的泡沫铝采用粉末致密化发泡方法制备, 其化学成分为 Al, 0.6% Mg, 0.3% Si(即 AlMg0.6Si 0.3); Al, 1% Mg, 0.6% Si(即 AlMg1Si 0.6) 和 Al, 12% Si(即 AlSi12)。泡沫材料的商业名称为 Alulight(为 160mm 长, 直径 17mm 的圆杆, 密度 0.56g/cm^3), 测试试样长 60mm, 并在制备所得的原始状态下进行测试。另外, Alulight 泡沫系列样品在测试前进行了人工时效处理 (T_5 , 160°C , 14h 时效)。

使用超声波疲劳测试方法, 样品在约 20kHz 的频率下承受拉伸-压缩振动载荷。用电磁位移仪控制周期性的加载过程, 并在试样一端测量振幅, 用试样表面的应变仪测量试样中部周期应变的最大值。为获得周期应变幅度的平均值, 所用应变仪的测量长度应比泡沫铝的平均孔径大(测量面积为 $6\text{mm}\times 6\text{mm}$)。通过试样周长的变化来反映应变幅的大小, 一致度在 5%~10% 以内。实验以脉冲的形式进行(1000 周次脉冲), 并周期性地暂停以使试样冷却(可使用风扇进行冷却), 实验期间试样的温度保持在 $20\sim 25^\circ\text{C}$ 之间。有关超声波设备的详细信息可从相关资料中获取^[9]。

5.2.2.2 实验结果

AlMg1Si 0.6 泡沫的疲劳测试结果如图 5.2-4 (a) 所示, 给出了失效的周期

数与周期应变幅度 $\Delta\epsilon/2$ 的关系。假设材料的平均杨氏模量为 3.9GPa, 则应力幅 $\Delta\sigma/2$ 可以从图 5.2-4 (a) (右边的纵坐标) 上的周期应变计算得出, 10^9 周期内没有失效的试样用箭头标了出来。由图可见, 疲劳数据的分布十分零散, 但这对于典型的不均匀材料是合理的, 实线表明了应力幅与疲劳失效周期间存在的指数关系。

从 AlMg1Si0.6 泡沫的 S-N 曲线可清楚地看出其疲劳极限的大小: 试样可能在达到约 10^7 周次以前失效, 也可能在 10^9 或更多周次后还不失效。图 5.2-4 (a) 中, 一条与横坐标平行的线表示在 1.3MPa 的应力幅 (大约相当于平台应力的 23%) 条件下, 平均疲劳极限 (失效几率为 50%) 的值。然而, 由于缺陷或应力集中的存在, 试样可能在很低的应力周期内就失效。在 10^9 周期内试样不失效的最高应力幅为 1MPa。

图 5.2-4 (b) 是 AlMg1Si0.6/T5 的疲劳测试结果。与没有进行过热处理的材料相比, 热处理过的材料在所有应力水平上的寿命都更长, 疲劳极限也有所提高。试样不失效的最大应力幅是 1.2MPa, 10^9 周期的平均疲劳强度为 1.4MPa (约为平台应力的 20%)。

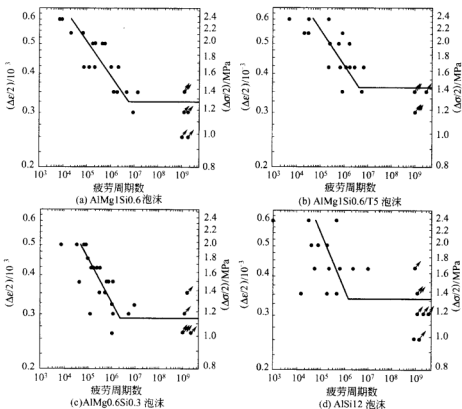


图 5.2-4 拉压条件下的疲劳测试结果

图 5.2-4 (c)、(d) 分别为 AlMg0.6Si0.3 和 AlSi12 泡沫的疲劳测试结果。在 1MPa 的应力幅条件下, 5 个 AlMg0.6Si0.3 泡沫试件中有一个出现失效, 50% 试样失效的疲劳极限为 1.1MPa (约为平台应力的 22%)。AlSi12 泡沫的 10^8 周期平均疲劳强度为 1.3MPa (约为平台应力的 19%)。AlSi12 泡沫疲劳数据的分散性在所有被测 Alulight 泡沫中是最明显的, 在 1.2MPa 的应力幅和 10^8 周期内, 有 3 个试样没有发生失效, 而另外一个在 1MPa 就失效了。

5.2.3 裂纹形成机理

疲劳裂纹的出现导致试样断裂倾向的增大和超声波共振频率的减小, 这可作为疲劳循环期间裂纹是否形成的判据。疲劳实验开始后, 泡沫寿命消耗到大约 60%~80% 时, 共振频率才减小。如果停止疲劳循环, 将试样制成观察样品, 用扫描电子显微镜 (SEM) 进行观察, 可看到泡沫内部的若干地方出现了疲劳损伤。裂纹在材料已有的缺陷中出现并生长, 这些缺陷包括孔洞、预先存在的裂纹、发泡

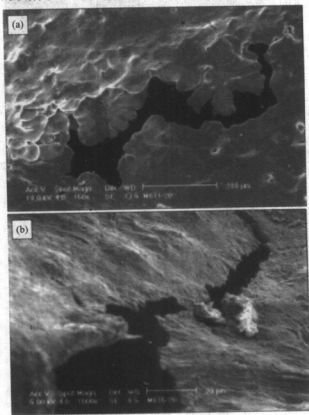


图 5.2-5 AlMg1Si0.6 泡沫的孔壁缺陷

(a) 发泡过程中产生的; (b) 冷却过程中产生的

[如图 5.2-5 (a)] 或冷却 [如图 5.2-5 (b)] 过程中产生的薄孔壁区等。

在试样的疲劳极限内, 大约 10^7 次循环后, 共振频率才会发生进一步的变化。这表明疲劳破坏过程停止, 并且裂纹在最终失效前不再增长。裂纹被限制在

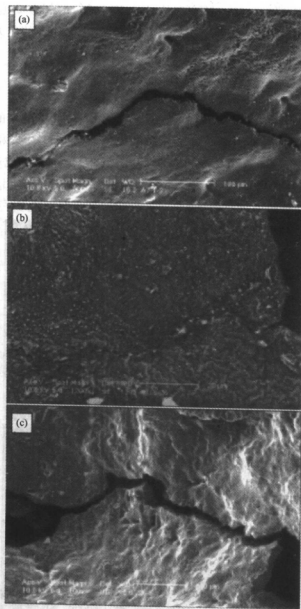


图 5.2-6 典型的疲劳裂纹

(a) 孔壁内的疲劳裂纹, 长度约为 $300\mu\text{m}$; (b) 孔壁缺陷处开始的疲劳裂纹, 长度约为 $150\mu\text{m}$; (c) 造成试样破坏的疲劳裂纹

孔壁内 [如图 5.2-6 (a) 和 (b)], 当裂纹尖端到达孔的连接点时可被终止。在试样的孔壁中, 10^6 次循环后才失效的最大裂纹长度约为 3mm。

如果在试样的疲劳极限以上进行疲劳实验, 如图 5.2-6 (c) 所示, 在剩余 20%~40% 的寿命期内, 样品截面内将有主裂纹形成。若干试样的表面显微观察表明, 泡沫在使用寿命达到 80% 以前不存在表面疲劳裂纹, 这意味着疲劳裂纹起源于泡沫试样的内部。

高倍 SEM 观察表明, 疲劳断口的表面特征是相对光滑的穿晶断裂。其一般的断口形貌是韧性的, 条纹在一些区域清晰可见。图 5.2-7 是孔壁的疲劳断裂表面 [如图 5.2-7 (a) 和 (b)], 以及疲劳测试后试样因静载荷引起断裂所形成的断裂表面 [如图 5.2-7 (c)]。与静载断裂裂纹或熔体冷却期间形成的裂纹相比, 由于裂纹周围材料的低塑性, 疲劳裂纹表现出明显的不同。疲劳裂纹沿孔壁的薄弱区域优先生长, 图 5.2-7 中, 开裂的孔壁厚度大约为 30~60 μm , 而通过图像分析可知, 常见的孔壁厚度为 250~500 μm ^[10]。通过超声波振动疲劳断裂表面的 SEM 研究发现, 没有出现单向压缩和周期压缩疲劳实验中常见的变形带和塑性弯曲。

孔结点对疲劳裂纹的阻断作用, 可帮助我们理解不同泡沫结构对疲劳性能的影响。相对密度 $\rho=0.15\text{g}/\text{cm}^3$ 的 Duocel 开孔泡沫, 其结点大约与 Alcan 泡沫 (相对密度 $0.19\text{g}/\text{cm}^3$) 的结点和孔壁相当。与 Duocel 泡沫相比, Alcan 泡沫因为孔结点处包含较少的基体材料, 其初始疲劳裂纹的生长阻力较小。这也许就是为什么 Duocel 泡沫 [如图 5.2-3 (b) #11] 显示出比 Alcan 泡沫 [如图 5.2-3 (b) #12] 具有更好的拉伸疲劳性能的原因。

5.2.4 结论

通过对压缩、拉伸和拉压加载的疲劳实验条件下, 六种不同的泡沫铝的 20 个 S-N 曲线的分析可知, 疲劳强度与平台应力 σ_p 是有联系的:

① 10^5 周期或 10^7 周期平均疲劳寿命的应力幅 $\Delta\sigma/2$ 约为平台应力的 35% 或 27%;

② 疲劳失效的循环周期数和相对应力幅 $\Delta\sigma/(2\sigma_p)$, 存在指数函数关系。拉压加载时梯度最大, 压缩循环加载时梯度最小。

用 3 个 Alulight 泡沫进行了 $10^4\sim10^8$ 周期的高周疲劳性能测试, 试样为具有连续表面层和闭孔泡沫结构的圆柱体, 泡沫相对密度为 $0.56\text{g}/\text{m}^3$ 。Alulight 泡沫具有一定的疲劳极限, 较少有 10^7 以上的失效周期, 平均疲劳极限 $\Delta\sigma/2$ 为 1.1~1.4MPa, 为平台应力的 19%~23%。拉压循环加载条件下的疲劳损伤由裂纹的形成所控制。裂纹优先产生的区域是初始缺陷处, 如孔壁内预先存在的裂缝或孔洞处。没有发现局部应变或压缩疲劳实验中常见的变形带。疲劳裂纹优先在较薄孔壁处生长。在疲劳极限以下, 裂纹会被孔的连接处所阻隔。

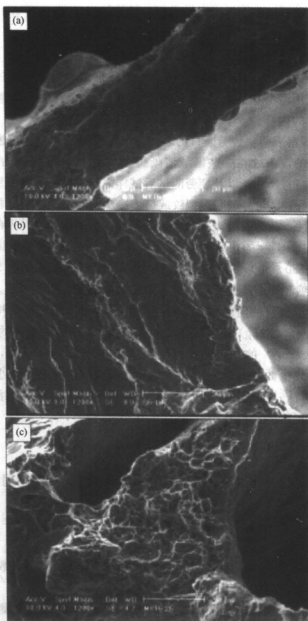


图 5.2-7 AlMg1Si0.6/T5($\Delta\sigma/2=1.96\text{MPa}$, 疲劳周期 8.3×10^4) 的疲劳断裂表面

(a) 疲劳断面; (b) 疲劳裂纹的生长方向条纹; (c) 静载破坏断面

致谢

作者在此对“Fonds zur Förderung der wissenschaftlichen Forschung (FWF)”

(维也纳)项目(项目编号: P13230PHY)所提供的资助, 以及经由 LKR-Center of Competence on Light Metals(Ranshofen, 奥地利)的 K-Plus 项目提供的 Alulight 泡沫, 表示衷心的感谢。

参 考 文 献

- 1 O. B. Olurin, N. A. Fleck, M. F. Ashby, in Proc. Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 365~371
- 2 A. M. Harte, N. A. Fleck, M. F. Ashby, Acta Mater. 1999, 47, 2511~2524
- 3 J. Banhart, W. Brinkers, J. Mater. Sci. Lett. 1999, 18, 617~619
- 4 Y. Sugimura, A. Rabiei, A. G. Evans, A. M. Harte, N. A. Fleck, Mater. Sci. Eng. 1999, A269, 38~48
- 5 K. Y. G. McCullough, N. A. Fleck, M. F. Ashby, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2000, 23, 199~208
- 6 T. Böllinghaus, H. v. Hagen, W. Bleck, in Proc. DGM Symp. Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Vienna, Austria, Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 488~492
- 7 B. Zettl, H. Mayer, S. E. Stanzl-Tschegg, H. P. Degischer, Mater. Sci. Eng. 2000, A292, 1~7
- 8 O. Schults, A. des Ligneris, O. Haider, P. Starke, Adv. Eng. Mater. 2000, 2, 215~218
- 9 S. Suresh, Fatigue of Materials, 2nd ed, Cambridge University Press, Cambridge 1998
- 10 H. P. Degischer, B. Kriszt, Structural Investigations of Al-Foam using Quantitative Image Analysis (Project-Report), Institute for Material Science, University of Technology, Vienna 1997

5.3 多孔金属的电、热和声学性能

F. Simancik 和 J. Kovacic

很明显, 气孔的存在也会对泡沫材料的电学、热学和声学性能产生极大的影响。就聚合物泡沫而言, 这些性能有很大的用处, 其最重要的应用领域是包装, 此外是隔热和降噪。然而, 对于泡沫金属, 尽管泡沫的多功能性能是其成功应用的先决条件, 但通常人们很少注意到上面所提到的这些性能。因此, 基于已发表的文献和仅有的实验数据, 本节就泡沫金属在电学、热学和声学领域的潜能进行详细论述。为了使读者对这些性能有更好的理解, 对涉及到的物理基础知识也将作简要介绍。

5.3.1 电性能

泡沫金属与聚合物和大多数的陶瓷基泡沫材料在导电性上存在显著的差别, 这个简单的事实决定了它们在教育上的巨大差异: 陶瓷或聚合物基泡沫可以用在绝缘或传递微波结构等场合, 而金属泡沫在相反的场合有良好的应用前景。尽管相对密度较低使得泡沫金属的导电能力下降了许多, 但其电导性仍足够提供良好

的电场、低的接触电压和吸收电磁波的能力。就开孔结构的金属海绵而言,其导电性可使电势分布在较大的区域内,这对于电池电极的应用是很有吸引力的,泡沫镍就是很好的应用例子^[1]。

一般认为,泡沫材料继承了其基体材料的电学特点。材料的导电性由欧姆定律定义:

$$\sigma = \frac{l}{S} \times \frac{I}{U} \quad (1)$$

式中, U 是当电流为 I 时, 距离 l 上的电压降。正如我们所知道的, 导电性与样品的横截面面积 S 有关。就泡沫金属而言, 只有小部分基体金属能导电, 孔壁的导电性与构成泡沫的实体金属的导电性大致相当; 泡沫孔占了截面的主要部分, 其中充满了不导电的气体。在不同孔壁厚度构成的复杂 3D 网络结构中, 与电压降方向垂直的部分由于没有电位差, 因此对导电性没有贡献。另外, 泡沫结构表面往往覆盖着不导电的金属氧化物, 因此泡沫结构的导电能力低于基体材料的导电能力。

根据方程 (1) 估算泡沫金属的导电能力时, 必须知道沿电势差方向上的泡沫有效长度 l 和基体截面积 S 。尽管可采用计算机 X 射线层析照相术等方法, 但真实样品中的 l 和 S 的确定还是很困难的。更加合理和便利的办法, 是从宏观上把样品视为已知外观几何尺寸的黑箱, 其内的材料均匀连续分布, 通过有效导电能力的测定来获得泡沫金属的导电性。

很显然, 泡沫的有效截面积与其相对密度之间的关系是非线性的。Ashby 等以开孔海绵为模型, 首次对这种关系进行了研究^[2]。这种结构模型由已知长度和厚度的理想化支柱构成, 支柱排列成理想的立方体, 支柱之间由结点连接, 只有平行于电压梯度方向的支柱才有传导的作用。当相对密度更高时, 需考虑结点的作用, 有下面的关系:

$$\sigma/\sigma_0 = \varphi(\rho/\rho_0) + (1-\varphi)(\rho/\rho_0)^{3/2} \quad (2)$$

式中, σ 和 ρ 分别表示泡沫的有效性能和密度, 而 σ_0 和 ρ_0 表示的是基体材料的性能。方程中的第一项描述了孔支柱的贡献, 第二项描述了结点的作用。 φ 值的大小体现了泡沫结构中孔结点与孔支柱的分布比率。然而, 真实泡沫中孔结点与孔支柱间的比率并不是一个常数, 而是随密度的变化而改变的, 因此, 方程 (2) 中的 φ 值必须通过材料的实验分析获得, 而且仅对特定的密度范围才有效。

另外一种获得相对密度与物理性能之间关系的途径是采用渗透理论^[3~6], 并可覆盖所有的密度范围。根据渗透理论, 将泡沫金属视为金属基体上随机分布气孔的无限集合, 则接近连通极限 (connectivity threshold) (在此为 0) 处的有效性能与相对密度之间呈指数规律变化:

$$\sigma/\sigma_0 = z(\rho/\rho_0)^t \quad (3)$$

式中, σ 和 ρ 分别表示泡沫的有效性能和密度; σ_0 和 ρ_0 是基体材料的性能和密度。常数 t 通常称为临界指数, 对某种具体的性能, 理论上可预测其大小。对三维泡沫的导电性计算, t 的理论估计值为 2.00^[7]。对实体材料来说 $\rho = \rho_0$, 有效性能 $\sigma = \sigma_0$, 所以常数 z 应等于 1。

但是, 渗透理论模型方法也存在问题: 它没有考虑孔壁上的裂纹等缺陷的影响。缺陷对传导性能有影响而对密度却没有影响。而且三维临界指数 t 的理论预测仍然不太完善, 有待改进, 尤其是考虑有限集合或各向异性条件时, 更是如此。

迄今为止, 泡沫金属导电性能数据的报道^[8~12]并不多(见表 5.3-1)。因此, 如果没有实验基础, 一切都仅仅是可能的话, 那么对最新理论模型的严格证实将无法进行。

表 5.3-1 参考文献 [8~12] 中, 不同密度泡沫铝的导电性和导热性 (室温测量结果)

供应商	密度/(kg/m ³)	热导率/[W/(m·K)]	电导率/(m/Ω·mm ²)
Alporas ^[10]	570	—	9.9
	400	—	5.0
	300	—	3.8
	200	—	2.6
	94	—	1.0
Alulight ^[9]	500	13	3.1
	400	10	2.6
	300	8.9	1.9
Cymat ^[11]	540	0.91	—
	410	0.7	—
	270	0.4	—
	160	0.36	—
	68	0.28	—
ERG ^[8]	330	—	2.1
	250	—	1.6
	200	—	1.2
	140	—	0.9
Norsk Hydro ^[12]	300	2.1	0.50
	250	2.1	0.36
	150	1.5	0.27

对 ERG 开孔海绵和 Alulight 闭孔泡沫分别取 $\varphi = 0.33$ 和 $\varphi = 0.05$, 代入方程 (2) 中, 并与报道的数据^[2]进行了比较。 α 的差异证实了这样一个假想: α 对材料和结构有很强的依赖性, 并且每一种情况的 α 都必须通过实验获得。

通过对 Alulight 试样^[3~5]的实验数据进行分析发现, 其导电性和相对密度之间好像存在着良好的指数关系 (参见图 5.3-1 和表 5.3-2)。从实验中获得特征指数值稍低于用渗透理论推测出来的临界指数值, 对此可以解释为: 理论上考虑

的是无限集合，而真实试样则是有限集合，并且没有考虑表面的影响。表面总是随着试样体积的减少而增加，高比表面会减弱密度对泡沫导电性降低的作用。如果去掉试样上的表皮，那么由于孔隙率的增加而使电导率减小的作用就会增强，相应的特征指数变得更大。当试样尺寸增加时，可观察到类似的结果。这表明，泡沫的传导性能不仅是孔隙率的函数，而且与泡沫尺寸和形状有关。

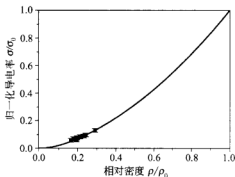


图 5.3-1 Alulight Al 99.7 泡沫的归一化电导率与相对密度的关系（有表面层的圆柱试样， $\sigma_0 = 37.6 \times 10^6 \text{ S} \cdot \text{m}^{-1}$ ， $\rho_0 = 2\,700 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ）^[4]，计算参数见表 5.3-2

表 5.3-2 确定电导率与密度关系所需的参数值，对于 Alulight Al 99.7， χ^2 是最小的函数^[7]

	z	t	χ^2
$\sigma/\sigma_0(\text{mix})^{[4]}$	0.999 ± 0.009	1.55 ± 0.02	7.31×10^{-5}
$\sigma/\sigma_0(\text{Al } 99.7)^{[4]}$	0.979 ± 0.025	1.75 ± 0.06	6.54×10^{-4}

虽然泡沫的导电性可以这样定性地去理解：随着相对密度的减少，可利用的导电截面减少，电流路径的扭曲程度增加，使导电性能降低。但目前这方面的定量的理论模型比较缺乏^[13]。

泡沫金属良好的导电性使电磁波对这种结构的透射能力降低，有表面层的闭孔泡沫结构更是如此。这可以成功的用来保护人或电器免受电磁波的影响。这种对电磁波的防护能力可以用与波的频率和材料的厚度有关的屏蔽效应来加以描述。泡沫金属的主要优势是在较轻的重量、一定厚度泡沫条件下实现低的电磁波穿透量，这是实体金属所不能比拟的。图 5.3-2 和图 5.3-3^[9]展示了相同质量闭孔 Alulight 泡沫、硅钢片的电磁屏蔽效果的实验研究结果。在同样厚度的前提下，泡沫板的防护效果比实体铝板稍好一些，而泡沫板的质量约为实体铝的 1/5（见图 5.3-2）。泡沫铝与同样质量的硅钢片相比，其磁屏蔽效果要好得多。Alulight 泡沫的电场屏蔽效应与相同质量硅钢片的电场屏蔽效应大致相当（见图 5.3-3），达 10MHz。频率越高，泡沫铝的优势越明显。对 Alporas 泡沫，也有

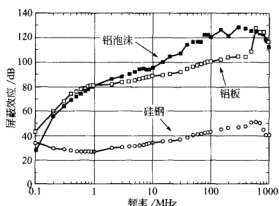


图 5.3-2 磁屏蔽效应与频率的关系, 试样: 相同质量的泡沫铝 (Alulight) 和硅钢 (Si-steel) 样品, 以及厚度相同的泡沫铝 (Alulight) 和铝板 (厚 $t=8.5\text{mm}$)。

样品尺寸: $140 \times 140 \times t$, 泡沫密度 $500\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ (KEC 方法)^[9]

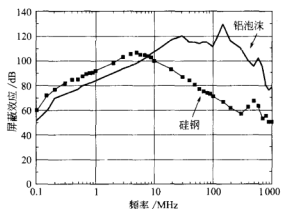


图 5.3-3 电场屏蔽效应与频率的关系, 试样: 相同质量的泡沫铝 (Alulight) 和硅钢 (Si-steel) 样品, 样品尺寸: $140 \times 140 \times t$, 泡沫密度 $500\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$,

厚度为 8.5mm (KEC 方法)^[9]

类似的报道^[10]。

5.3.2 热性能

就泡沫金属而言, 重要的和有实际意义的热性能有熔点、比热、热膨胀系数、热导率、热扩散系数、热辐射和抗热震性。在这些性能中, 有些与基体材料的性质相同, 而另外一些则与其多孔结构有着密切的关系。

实际上, 泡沫金属的熔点与基体金属的熔点是相同的。然而, 泡沫金属的表面常覆有一层连续的氧化物, 而氧化物的熔点相对要高得多, 泡沫铝就是如此。

泡沫表面的氧化层面积随泡沫孔隙率的增加和孔径的减小而增大。当氧化层足够厚时,在没有外力作用条件下,当温度高于基体金属的熔点时,厚的氧化层能够支撑起泡沫的多孔结构。如果泡沫结构在空气或氧化气氛中加热到基体金属的熔点附近,并保持足够长的时间,氧化物的厚度会增加,泡沫变得更加稳定。泡沫的稳定与否,与氧化物的厚度有关,能够保持泡沫稳定的最小厚度,称为临界厚度。泡沫金属在氧化物厚度超过其临界厚度后继续加热氧化,会使金属泡沫完全转化为陶瓷泡沫。在制备陶瓷海绵时,可以用与 Doucel 金属海绵^[14]或类似的物质作为先驱体材料,利用氧化的方法制备海绵陶瓷。

单位质量泡沫金属的比热容与单位质量基体材料的比热容大致相等。泡沫表面的氧化物薄层及所包含的空气对热容有一定影响,但影响不大。然而,与基体金属相比,泡沫金属的体积热容 C_v 却要低得多。这使泡沫金属在要求低体积热容的使用环境中能够得到应用,如快速加热和冷却系统。

泡沫金属的热膨胀系数 α 也与其基体金属类同,但热导率 λ 却低得多,且随着 α/λ 比值的增大,热变形的趋势随着增加。因此,泡沫在加热和冷却过程中应避免过大的温度梯度。

对于热冲击性能,情况要复杂得多。当泡沫的外表面和内部之间突然出现温度差时,热膨胀将导致泡沫产生热应变,相应的弹性应力与材料的弹性模量有关。在热膨胀系数 α 保持不变时,应力的等于 α 与 E 的乘积,由于泡沫的弹性模量 E 是随相对密度的减小而减小的,当温度差一定时,孔隙率越高,则热应力越小。然而,孔隙率越高意味着泡沫材料的破坏或拉伸应力降低。因此,如果应力随相对密度的变化程度小于应力随弹性模量 E 的变化程度,那么泡沫的抗热冲击性能将会得到改善;反之,泡沫的抗热冲击性能将会下降,小于实体金属的热冲击性能。与实体金属相比,泡沫金属由于其平台应力的存在,能够承受更大的压缩应变而不破裂,所以泡沫金属的抗热冲击性能一般都优于实体金属。值得注意的是,同样环境温度的突然改变,在泡沫金属中产生的温度差要比实体金属的大,因为泡沫金属的热导率小于实体金属。

很显然,泡沫金属的热导率 λ 比实体材料的热导率低得多。与电导率相比,热导率的情况更加复杂。泡沫结构的热导率由四个因数构成^[13]:基体材料的热导率、封闭气体的热导率、对流和辐射:

$$\lambda = \lambda_s + \lambda_g + \lambda_c + \lambda_r \quad (4)$$

式中,下标 S、G、C、r 分别表示基体材料、孔内气体、孔内对流和孔壁辐射对热传导的贡献。孔壁和裂纹表面的金属氧化物对热导率也有一定的影响。

然而,就泡沫金属而言,方程(4)中,只有第一项是重要的。实际上,后面三项在一定温度下都可以忽略不计。与金属的热导率相比,气体的热导率很低(气体的热导率为 $0.025 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),因此气体的热导率 λ_g 对泡沫的热导率

的贡献很小。只有当 Grashof 数（格拉绍夫数，对流驱动力与相反的黏性力之比）大于 1 000 时，孔内的对流作用才显得很重要^[13]。当孔径超过 10mm 时，在室温下，充满气体的孔会达到这个值，但真实泡沫金属的孔尺寸通常比 10mm 小，所以对流的作用是可以忽略的。

就光学不透明的金属而言，透过孔壁的辐射是不可能存在的。当孔壁材料的热导率大于 $20 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 时，孔内的辐射是很小的^[15]。

因此，与导电率的情形类似，基体金属的热导率、泡沫的热导率（ λ_s ）与泡沫相对密度（ ρ/ρ_0 ）的关系，可用指数关系表示为^[3~6]：

$$\lambda_s = \lambda_0 (\rho/\rho_0)^t \quad (5)$$

式中， λ_0 为实体金属的热导率。对于热导率而言，常数 t 是热传导临界指数，根据渗透理论，3D 理论模型的预测值为 $t = 2.0$ ^[7]。实验获得的特征指数值列于表 5.3-3 中。指数关系如图 5.3-4 所示。

表 5.3-3 确定热导率与密度关系的参数，对不同温度下的 Alulight 泡沫， χ^2 是最小函数

	z	t	χ^2
$\lambda/\lambda_0 (20^\circ\text{C})^{[5]}$	1.000 ± 0.006	1.60 ± 0.03	2.97×10^{-5}
$\lambda/\lambda_0 (100^\circ\text{C})^{[5]}$	1.000 ± 0.008	1.55 ± 0.03	5.66×10^{-5}
$\lambda/\lambda_0 (300^\circ\text{C})^{[5]}$	1.000 ± 0.010	1.48 ± 0.04	9.10×10^{-5}
$\lambda/\lambda_0 (400^\circ\text{C})^{[5]}$	1.000 ± 0.005	1.51 ± 0.03	4.00×10^{-5}

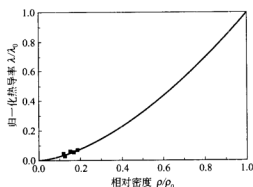


图 5.3-4 Alulight Al 99.7 泡沫 20℃ 时的归一化热导率与相对密度的指数关系（有表面层的圆柱试样， $\lambda_0 = 232 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ， $\rho_0 = 2700 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ）^[3]，计算参数见表 5.3-3

由于实体金属的热导率随着温度的增加而增加，根据方程（5），可以推断泡沫金属也将表现出类似的特性。图 5.3-5 给出了铝合金制备的各种 Alulight 泡沫在不同温度下的实验值。正如所期望的一样，随温度的增加，泡沫的热传导效果

增加。然而在 300℃ 以上，观察到了热导率下降的现象，这种热导率的微量减小可能是由于热辐射作用的增强所致，但更可能是由于在较高温度下泡沫表面的过分化氧化造成的。如对氧化不太敏感的 AlSi12 合金，在较高温度下热导率减少的倾向明显变小。

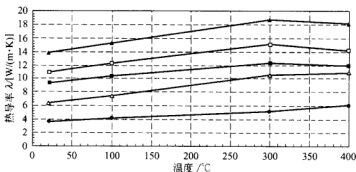


图 5.3-5 Alulight 泡沫的热导率、测试温度与密度的关系

▲ AlMgSi0.6 合金, $\lambda_s=200\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 密度 $\rho=500\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$; △ AlSi12 合金, $\lambda_s=230\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 密度 $\rho=330\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$; ■ Al 99.6, $\lambda_s=120\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $\rho=440\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$; ● AlSi12 合金, $\lambda_s=230\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, $\rho=320\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$; □ AlMgSi0.6 合金, $\rho=420\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$

在热传导控制的稳态热流形成之前，热扩散系数 α 控制了热流。热扩散系数 α 可以定义为热导率 λ 与体积热容 C_v 之比。泡沫一般比实体材料具有更高的热扩散系数，因此泡沫达到稳定热流会更容易些，这种性能使泡沫金属更适宜用于热交换器。

泡沫表面的热辐射几乎总是比组成它的金属要高，同等外观尺寸条件下，泡沫的实际表面积比块状金属大得多，因此泡沫将反射或吸收更多的热辐射。高的热辐射与小的体积热容相结合，使泡沫金属能够应用在要求通过辐射快速加热和冷却的场合。

与其他用途相比，聚合物和陶瓷泡沫被更广泛地用于隔热。在这方面，泡沫金属不具备优势，因为泡沫金属的热导率 λ 比聚合物高两个数量级（参见表 5.3-1）。然而，泡沫金属高的热导率和散热率可使其成功地用于热交换器或受热器、空气冷凝塔和冷冻器上。这些应用仅局限于开孔结构，因为开孔结构能让冷的气体或流体通过而不产生大的压力降。由泡沫金属组成的热交换器的主要设计原则是^[2]：金属（尤其是铜、铝）高的传导性能、湍流形式以增强局部热传导和最小化进出口压力降。对任一体系而言，在热通量与压降间存在一定关系。当孔径为中等尺寸、相对密度为 0.2 时^[16]，可以获得较好的优化结果。

相对低的热导率、不易燃性和轻的质量，使泡沫金属适用于防火板。对于一定组件而言，防火性能可定义为大量热传递失效所需的时间。就防火板来说，指

的是板材的非热接触表面达到临界值 T_c (如熔点) 所需的时间。其防火性能随面板的毕奥 (Biot) 估计值的增加而急剧增加^[15]:

$$B_i = hL/\lambda \quad (6)$$

式中, h 是传热系数; L 是板材的厚度; λ 是板材的热导率。如果热接触表面的温度小于临界值 T_F , 那么, 对于一定毕奥值, 其防火性是无限的:

$$T_F = T_c + B_i(T_c - T_0) \quad (7)$$

式中, T_c 和 T_0 分别是板材的临界温度和最初温度。对泡沫金属板, 毕奥数永远要比相同质量的金属薄片的毕奥值高。例如用氧乙炔火焰 (理论温度 3 100℃) 在距泡沫前端 15cm 处旋转, 把一块 Cymat 泡沫 (密度 160 kg · m⁻³, 几何尺寸 24cm × 30cm × 5.5cm) 从室温加热到 500℃ 要用 8min; 而同样重量的 (密度 2 700 kg · cm⁻³, 几何尺寸 24cm × 30cm × 0.34cm) 相应铝薄片的热透时间仅为 23s^[11]。这充分说明了泡沫金属在热阻防火上应用的可能性。

5.3.3 声学性能

声音是靠原子或分子间的相互碰撞波进行传递的一种能量形式。值得注意的是, 在这种情况下并不存在物质的迁移。给定介质的纵向弹性振动速度 c 通常与介质的弹性模量 E 和介质密度 ρ 之比的平方根成正比:

$$c \propto \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (8)$$

因此, 声音在钢或铝中的传播速度大约为 5 000m/s, 而在海平面的空气中的传播速度仅为 343m/s。声波的波速、波长和频率间存在 $c = \lambda f$ 的关系。正常人的耳朵对 20Hz ~ 20kHz 之间频率的声音能作出反应, 相应的波长范围为 17m ~ 17mm。因此, 减少噪声或控制噪声主要是在 500 ~ 4 000Hz 的范围内降低声压。声波的振幅决定了声音的响度, 声波的振幅用单位 Pa 表示, 但更方便的是用分贝 (dB) 表示^[2]。

一般意义上, 具有噪声衰减功能的材料可分为三种:

- ① 隔声材料: 使通过气体传播的声音与被保护的空間相隔离;
- ② 吸声材料: 将声音在其产生的空间内减少或完全吸收;
- ③ 阻尼材料: 减小结构-声音响应的振幅, 并减小结构产生的声强。

下面分别就上面所提的三种情况对泡沫金属在噪声处理方面的物理原则进行简述, 并对材料选择和材料的实际应用等具体问题提出一些建议。

5.3.3.1 隔声材料

隔声材料的性能用声音衰减指数来描述。声音衰减指数正比于声音传播系数的倒数, 用分贝表示。板材的声音传播系数是透射声音强度与入射声音强度的比

值。声音衰减指数取决于频率，当然，也取决于材料和结构的几何尺寸。对于给定的材料，声音的衰减指数由不同的机制所控制，不同的机制适用于不同的频率范围。声音的透射损耗的一般形式如图 5.3-6^[17] 所示。

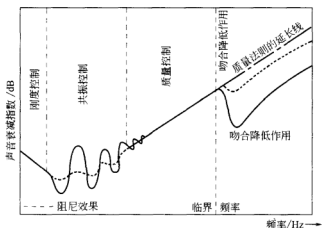


图 5.3-6 一定材料和几何结构条件下，频率与声音衰减指数的关系^[17]

在很低的频率范围内，声音的衰减主要由板材的刚度所控制。此时，泡沫金属优良的质量比刚度（见表 5.3-4 的参数 E/ρ^3 ）使其在很低的频率范围内的应用变得很有吸引力。

在稍高一点的频率范围内，声音的衰减取决于所用材料的自然共振、板材尺寸和安装条件。在这个频率范围内，泡沫金属也是有用的，因为和实体材料相比，泡沫金属有更好的阻尼效果（参见本节的后部）。另外，泡沫金属还可提高第一共振频率，因此扩大了刚度控制的频率范围（见表 5.3-4）。当使用小尺寸板材时，这就显得很重要了。

表 5.3-4 通过密度 $500\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ，弹性模量 5GPa 得出隔声材料的设计参数：方形板
(10kg , $1\text{m} \times 1\text{m}$) 的厚度 h 、第一共振频率 f_1 、临界频率 f_c

材料	E /GPa	ρ / $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$	E/ρ^3 / $\text{m}^8 \cdot \text{s}^{-2} \cdot \text{kg}^{-2}$	h /mm	f_1 /Hz	f_c /Hz	f_1^2 /Hz
铅	14.3	11.2	0.01	0.89	1.8	60 000	7
钢	204	8.1	0.4	1.2	11	9 770	43
钢筋混凝土	23	2.3	1.9	4.4	24	4 400	95
玻璃	38	2.5	2.4	4.0	27	3 900	108
铝	69	2.7	3.5	3.7	32	3 220	130
泡沫铝	5	0.5	40	20.0	110	960	434
胶合板	4.2	0.58	22	17.2	81	2 241	323
硬膏板	1.5	0.75	3.6	13.3	33	3 200	131

① 通过计算给出了 $0.5\text{m} \times 0.5\text{m} \times h\text{m}$ 尺寸大小的板材的第一共振频率。

注：参数 E/ρ^3 表明了板的弯曲刚度。

然而,对于典型的声音隔离,最重要的是声音的频率范围,板材的质量决定了声音的隔离效果,有以下公式:

$$TL_0 = 20 \lg(mf) - 43 \quad (9)$$

式中, TL_0 (dB) 是垂直入射声音的衰减指数; m ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-2}$) 是软且穿不透板材的面密度; f 是以 Hz 为单位的频率。这就是著名的质量法则^[17]: 声音透射损耗随板材质量的增加而增加。因此,就这个频率范围的隔声而言,泡沫金属的应用存在极大的缺陷。

在更高的频率下,板材的弯曲波与入射声波的频率一致,使隔声效果有一定程度的下降。因此,应使该频率尽可能高。最低临界频率 f_c 可由下式给出:

$$f_c = \frac{c^2}{1.38h} \sqrt{\frac{\rho}{E}} \quad (10)$$

式中, c 是空气中的声速; h 是板的厚度; E 是板的弹性模量; ρ 是板材的密度。泡沫金属的使用通常会降低临界频率,因此在这种情况下,不推荐使用(见表 5.3-4)。

5.3.3.2 吸声材料

吸收声音可以有多种方式: 声压把空气打入或挤出吸收器的黏性损耗、吸收器本身的阻尼作用以及热弹性阻尼等。吸声系数 α 可用于表征材料的吸声能力,是表面的非反射声音强度与入射声强度之比。完全吸声时声波既没有反射,也没有透射,能量完全被吸入吸收材料中。吸声系数随声波的频率及入射角的变化而变化,对一定材料,它是材料厚度、密度和结构的流阻(取决于纤维和孔的尺寸)的函数^[17]。一般对于小尺寸样品(直径 100mm 以下)法向声波的吸声系数,可用阻抗管进行测定。如果要知道所有入射角的吸声,通常需要在混响室内测量,更大的样品(经常可达 10m^2)也要在混响室内测量。尽管 α 的理论最大值是 1,但由于边缘效应,在采用后面介绍的方法时可能会导致 α 略大于 1.00。

靠近刚性壁的声波粒子的速度为零,因此,如果把吸声器安装在距吸收表面 $1/4$ 波长处,那么吸收是最有效的。但如果要吸收的声波的频率很低,就需要很厚的吸声器了。

吸声通常使用诸如开孔聚合物泡沫和玻璃或矿物纤维等高渗透性材料。聚合物泡沫的主要缺点是可燃及过热时的毒气排放。另外,纤维材料对封闭、磨损等环境中的腐蚀很敏感,尤其是在气流和振动条件下更是如此。为提高持久性或防止吸声器被污染,两种类型的吸声器通常都需要使用面板材料,面板材料既要求美观(各种表面加工和着色),又要求绝热、防火、耐潮、耐油。

除了块式吸声器,还有另外两种常用的共振吸声器,一般用于较低频率声波的吸收。板式吸声器是一个共振系统,是面板和密闭的刚性气体组成的质量-弹

簧系统。板式吸声器达到最大吸收量的共振频率可由下式得知：

$$f = \frac{600}{\sqrt{md}} \quad (11)$$

式中， m 是板材的面密度 ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-2}$)； d 是气隙的深度 (cm)。

Helmholtz 共振器或孔隙共振器是在一个容器中，气体在进出容器瓶颈时，与密闭的刚性气体发生共振，其共振频率可由下式计算：

$$f = 55 \sqrt{\frac{S}{LV}} \quad (12)$$

式中， S 是脖颈的横截面积； L 是脖颈的长度； V 是封闭气体的体积。

穿孔板通常用于保护多孔吸声器。穿孔板的采用，可提供附加的共振效果，其原理与 Helmholtz 共振器类同。当板材的前端开口面积达到 20%~30% 以下时，可出现半共振效应。前端开孔面积在 20%~30% 以上时，系统表现为一个简单多孔的吸声器^[17]。表面材料本身可以建构得更为复杂，使之由大量的小 Helmholtz 共振器组成（见图 5.3-7）。最大吸声效果对应的频率可由孔穴的几何形状计算而得。这样的组合通常会使得最大吸声效果对应的频率降低到 100~1 000 Hz 的范围内。

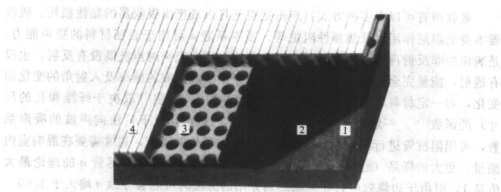


图 5.3-7 典型吸声器的结构：厚玻璃纤维吸声器（1），薄的保护性阻尼箔（2），具有共振孔隙的表面木质板材（3），和外观设计（4）^[18]

渗透性是良好吸声能力的主要参数。因此，只要泡沫金属能够满足此基本要求，就能用于吸声。闭孔泡沫金属由于刚度太大而不能通过孔壁的振动把声能转化为热量。由方程 (11) 可知，由于泡沫金属的质量很小，所以不能有效地用于板式吸声器。

令人失望的是，用阻抗管对各种类型的泡沫金属进行测试^[19,20]，其结果与期望值相差甚远（见图 5.3-8）。最好的吸声效果是用具有较低流阻的开孔 Access 海绵金属测试获得的^[21]，这种结构的声能吸收，是通过声压作用将气体打入或挤出互相结合孔时产生的黏滞损耗来实现的。用大块的 Alporas 闭孔泡沫（熔体

发泡法制备)^[22]加工成了具有粗糙开孔表面的吸声器,经过这样的处理使其吸声性能略有改善。Alulight 闭孔泡沫铝^[9]是用净成型的方法获得的,并因此覆盖了一层表皮,这种相对平坦、无孔的表面,使其吸声能力几乎减少到零,声波完全被反射了。

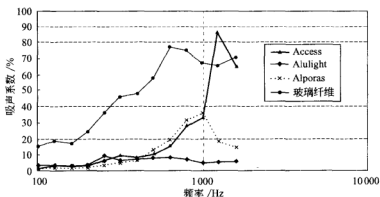


图 5.3-8 各种泡沫铝与玻璃纤维吸声材料(直接与刚性背接触)的吸声系数

样品	Access 海绵	Alporas	Alulight	玻璃纤维
厚度/mm	20	10	9	48
密度/ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	1 060	270	580	40

Access 金属海绵在结构优化后可作为吸声材料。如图 5.3-8 所示,流阻太小就不能提供足够的黏性损耗。然而,加工工艺的改善,可相对容易地使孔尺寸得到优化,甚至可以获得梯度的孔结构分布^[21]。图 5.3-9 展示了开孔 Access 海绵金属表面其开孔面积的减少对材料吸声行为产生的影响。

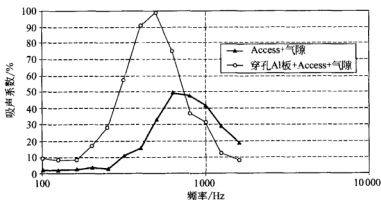


图 5.3-9 Access 海绵泡沫在有和无穿孔铝板两种情况下的吸声系数

(吸声器后的空气垫厚度 48mm; Access 泡沫密度 $1\,180\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$, 厚度为 20mm; 表面铝片: 厚度 1mm, 61 个孔, 直径 2mm)

尽管泡沫金属的吸声性能并非十分理想，但可通过对闭孔泡沫表面开孔度的优化处理而获得显著的改善。此时，泡沫可视为多孔隙的振动器 [见方程 (12)]，与同样质量的实体材料相比，它有更长的脖颈。孔尺寸多样性提供了比典型的振动仪更宽的吸声频率范围。使用诸如表面切削、喷砂、压缩、轧制、钻孔等方法来打开泡沫结构^[19,20]。轧制或钻孔能够使 Alporas 泡沫铝的吸声能力得到显著改善。然而，这些方法的综合使用对吸声效果的改善作用并不十分显著^[19]。

对于覆盖表皮的 Alulight 泡沫，也可获得相似的结果 (见图 5.3-10)。通过钻孔将表面打开 1.4% 后，可使吸声性能得到显著提高。钻孔时，只需简单地对泡沫表面冲孔，而不必整个穿孔，这使表面处理过程更经济 (图 5.3-11)。

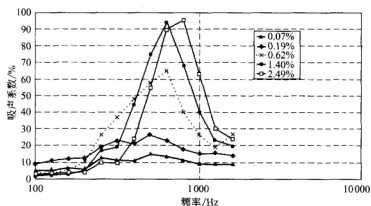


图 5.3-10 Alulight 泡沫 (8.9mm 厚的 AlSi12 的泡沫，密度为 $580\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ，

钻孔穿透样品，在样品和刚性壁间的气隙为 20mm) 的开孔面积、

频率及吸声系数的关系

表面开孔	0.07%	0.19%	0.61%	1.40%	2.49%
开孔数	7	19	61	61	61
孔径/mm	1	1	1	1.5	2

正如我们所料想的^[23]，随着吸声器厚度的增加，如果孔径和密度不随厚度的变化而变化，那么最大吸声系数对应的频率将向低频方向移动 (见图 5.3-12)，同时，曲线的形状几乎不发生改变。在 $200 \sim 1700\text{Hz}$ 的频率范围内，样品厚度不变时，低密度泡沫吸声器的吸声效果比高密度的好^[19]，然而，随着密度的减小和孔尺寸的增大，会对上述结果产生影响。另外的实验研究结果表明^[24]，在密度不变时，泡沫孔尺寸大小和样品厚度之间存在一个优化的关系，可使声音吸收效果达到最好。该实验结果与 Wang 和 Lu^[25] 对 2D Voronoi 结构的多孔固体所做的理论计算结果是相符合的：对于无限厚的结构，随孔径的增加，吸声行为会得到改善。这表明吸声系数是泡沫厚度、密度及孔径的复杂函数。

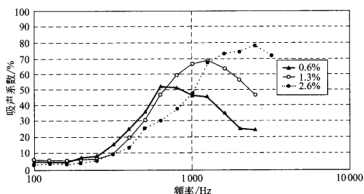


图 5.3-11 Alulight 泡沫 (15mm 厚的 AlSi12 的泡沫, 密度为 $380\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$, 钻孔深度 8mm, 孔洞直径为 1mm, 直接与刚性壁连接) 的开孔面积、频率及吸声系数的关系

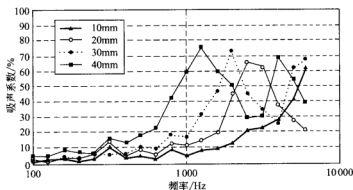


图 5.3-12 吸声器厚度 (Access AlSi 海绵, 平均孔尺寸 4~5mm, 密度 $1000\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$, 直接与刚性壁连接) 与吸声系数的关系

由于受到质量的限制, 增加吸声器厚度这一方案并不总是可行的。较薄的吸声器加一间隙, 其效果与厚吸声器相似 (见图 5.3-13), 但质量却减小了很多。因此, 通过在吸声器和刚性墙体之间形成一个最佳气隙^[19,20,24], 而不是靠增加质量的方法, 可以对最大吸声的频率范围进行调节。用在泡沫板间形成气隙的方法, 也可以增大吸声的频率范围^[20]。

尽管泡沫金属本身不能提供高水平的吸声效果, 但只要其表面结构具有足够开孔度, 就很适合于做面板材料, 尤其适合与纤维吸声器配合使用。通过改变泡沫板厚度或孔尺寸, 可以改变与最大吸声效果相应的频率范围, 将它与使用表面木质板的典型例子进行了比较, 结果见图 5.3-14。

泡沫金属具有高的比刚度, 在高温下可以保持原有状态 and 稳定性, 受热时不会释放出有毒气体, 在气流和振动作用下拥有良好的耐久性和足够的防火性能,

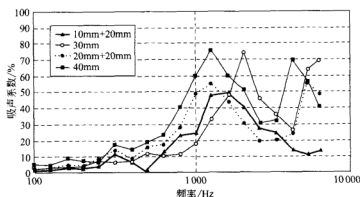


图 5.3-13 两种厚度的吸声器的吸声系数比较：第一种泡沫与刚性壁之间的距离不变，第二种直接与刚性壁连接（Access 铝硅海绵泡沫，平均孔径 $4\sim 5\text{mm}$ ，密度 $1\,000\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ）

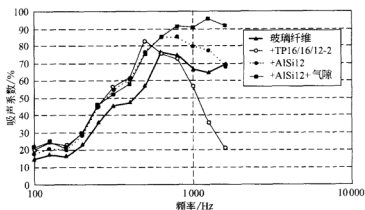


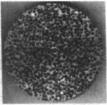
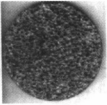
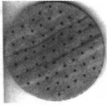
图 5.3-14 玻璃纤维本身、玻璃纤维与不同面板材料配合使用时的吸声系数-频率关系曲线。面板材料为 AlSi12 Alulight 泡沫（厚度 13.2mm ，密度 $330\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ，孔径 2mm ），内部含有 Helmholtz 共振仪（孔穴直径 6.5mm ，长度 8mm ）。与 Topperfo 声学板材料 TP 16/16/12-2^[18] 面板材料的吸声特性进行了比较

而且可以回收。进一步说，作为一种相对新的材料，具有独特的表面可设计性，因此在建筑和室内装饰领域具有良好的应用前景（见表 5.3-5）。

泡沫金属还有望在无菌（防腐和无尘）环境、要求阻燃（飞机、旅馆、商业和工业建筑物）的结构和在各种不同条件（高温、潮湿、灰尘、流动的气体和振动）下的内部结构中得到应用。

在日本，Alporas 泡沫已成功地应用于高架桥底的吸声内衬，以及隧道口的吸声壁板上^[22]。

表 5.3-5 改进吸声性能的泡沫铝表面

样品	Access	Alporas	Alulight
厚度/mm	25	10	8.9
密度/ $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	1 060	480	450
质量/g	208	38	31
表面	去除	去除	泡沫表皮
开孔方式	原始状态	压缩	钻孔
结构			

5.3.3.3 结构阻尼

一定结构在承受外部声波或机械振动的激发时,声音可以穿透该结构或使该结构本身产生声音。当结构在其共振频率或固有频率下发生振动时,结构的表现就显得非常重要了。通过增加结构阻尼,可急剧地减少结构-声学反应的振幅和声音的辐射。

结构阻尼通过金属内部摩擦将振动能转变为热能,接着把热分散到周围环境中去。在结构中,高水平的阻尼既可以通过使用高阻尼材料实现,也可以通过与封闭结构元件相连接的滑动表面间的摩擦来实现(界面阻尼)。

结构中的振动损耗或阻尼的大小,可用损耗系数 η 来表征。损耗系数的基本测试方法有两种^[26]。

阻尼较高时($\eta \geq 10^{-3}$),可使用“频率响应”的方法。由式(13),根据幅度下降3dB时的带宽 Δf 和共振频率 f_n ,计算出损耗系数:

$$\eta = \Delta f / f_n \quad (13)$$

对于较低阻尼的材料,可使用“频率衰减”的方法。根据公式(14),由激发力停止后共振频率的振幅衰减 D (单位 $\text{dB} \cdot \text{s}^{-1}$)计算出损耗系数:

$$\eta = 0.0366 D / f_n \quad (14)$$

高强度的结构材料(例如,钢、铸铁、铝合金)的阻尼性能几乎都很低;但铅、橡胶或软塑料等高阻尼材料的强度又很低,不能用作结构材料^[17]。

泡沫金属的损耗系数 η 值至少比实体金属的高一个数量级^[20]。泡沫金属对振动的消耗,主要是结构中的裂纹面间的摩擦所致,另外,孔壁的振动也有一定

的作用。因此,减少孔壁厚度,或/和向结构中引入缺陷,都可以增强阻尼。例如,铸铝合金制成的泡沫(具有薄的孔壁且含有大量的裂纹)就具有高的损耗系数。如果孔壁结构中另外引入了不溶性陶瓷颗粒,例如 SiC 、 Al_2O_3 或石墨,那么,阻尼性能将会进一步得到改善,其主要原因是在孔壁中产生新的滑移面(见图 5.3-15)。但是,典型泡沫金属结构的损耗系数还是比标准阻尼材料(η 在 $0.01 \sim 0.1$ 范围内)低得多。

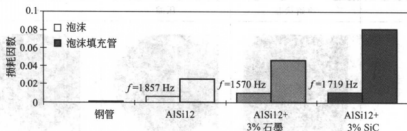


图 5.3-15 不溶颗粒对泡沫铝和泡沫铝填充钢管 (30mm 直径, 长度为 300mm, 泡沫密度为 $600\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$) 阻尼性能的影响

近年来,泡沫金属被用作金属中空部件、铸件和夹层结构的刚性体或核芯。对材料性能的要求,除了提高刚度、增加冲击能量吸收性外,减少噪声和振动也是所期待的(见图 5.3-16)^[27]。在这种情况下,泡沫金属和金属壳间的接触性对结构阻尼有极大的影响。如果接触表面间在压力作用下可以相对滑动,则会产生附加的界面阻尼作用。阻尼效应由界面的干摩擦产生,这就使得过量的振动可得到有效的衰减。

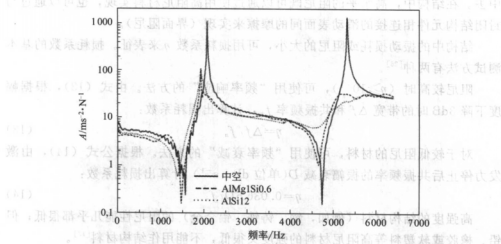


图 5.3-16 中空及各种 Alulight 泡沫 (长度为 22mm, 直径为 245mm 的钢管填满长度为 18mm, 直径为 245mm, 密度为 $700\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ 的泡沫) 填充结构的频率范围

虽然良好的黏结性能（通常是冶金结合），是泡沫结构件良好机械性能的先决条件，但此时却不能获得良好的阻尼性能。相反，不粘接或使用滑动接触（弹性黏附）时，却能获得最好的阻尼效果（见图 5.3-17）。

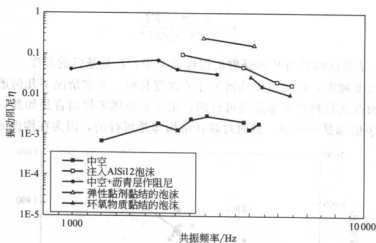


图 5.3-17 复杂铸铝件的振动阻尼及其多样性图例。多样性表现在铸铝件的内部填充方式，Alulight 泡沫，弹性黏剂与 Alulight 泡沫或环氧物质与 Alulight 泡沫，所用 Alulight 泡沫密度约为 $700\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$ 。为便于比较，列举了沥青层（厚 3mm）的阻尼效果

泡沫与实体件不粘接或泡沫金属没有填满构件空间的条件下，组合结构具有较高的损耗系数值（见图 5.3-18）。这种效应还可用于对各种工业应用的泡沫填充件的无损检测。

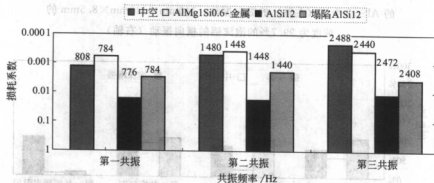


图 5.3-18 中空钢结构的泡沫化对共振频率和损耗系数的影响

除上面所提到的方法外，还有一种方法可以避免刚性结构的共振效应：刚性的提高仅使共振频率提高，但没有阻尼作用。如果共振具有在正常操作装备期间

不会出现的频率,那么,这种方法对减少振动问题可能是很有效的。

共振频率通常取决于弹性模量 E 、泡沫基体材料的密度和材料的几何形状。例如:悬臂的纵向振动的第一共振频率为:

$$f_1 = \frac{3.52}{2\pi} \sqrt{\frac{EI}{\rho SL^4}} \quad (15)$$

式中, I 是截面积为 S 的悬臂的惯性面力矩; L 是悬臂的长度。

为了改变频率,必须改变几何尺寸或改变材料。通常情况下几何形状是不能改变的,而改变材料也并非总是可行的,至少对金属零件而言是如此,因为许多金属的 E/ρ 值都是一样的。然而对多孔结构却是可行的,因为在构件的几何尺寸

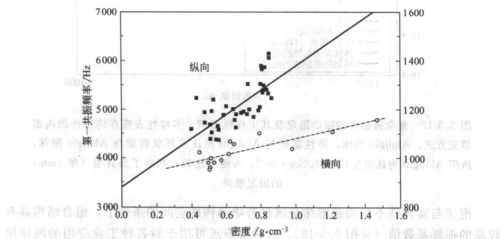


图 5.3-19 第一共振频率与 Alulight 泡沫密度的关系: 直径 25mm, 长度 300mm 的 AISi12 泡沫 (左轴) 的纵向振动, 140mm×140mm×8.5mm 的纯度为 99.7% 的泡沫铝的横向振动 (右轴)

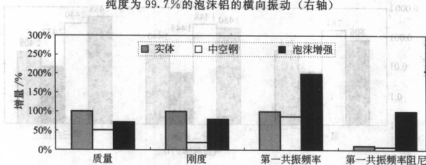


图 5.3-20 中空机用台架 (800mm×720mm×250mm) 的泡沫铝刚化处理对性能的影响^[28]。为便于比较,列举了实体台架 (质量 390kg, 自偏差 4μm, 第一共振频率 240Hz, 第一共振频率的阻尼为 0.15%) 的特性作为参考

不变的条件下, 可以通过改变弹性模量和密度 (见图 5.3-19) 来改变频率。用泡沫金属填充中空机械零件, 可有效地改变其共振频率。图 5.3-20 表明了使用泡沫铝作为中空填充后的效果, 除了刚度和阻尼性能的改善外, 同时还实现了第一共振频率向高频率区的转移^[26]。

参 考 文 献

- 1 J. Babjak, V. A. Ettel, V. Passerin, US Patent 4957543, 1990
- 2 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 3 J. Kovacic, F. Simancik, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 303
- 4 J. Kovacic, F. Simancik, *Scripta Mater.* 1998, 39, 239
- 5 J. Kovacic et al., in *Proc. Int. Conf. Effect of Non-Standard External Factors on Physical Properties of Solids*, Military Academy Liptovsky Mikulas, 1996, p. 57
- 6 J. Kovacic, *Acta Mater.* 1998, 46, 5413.
- 7 D. Stauffer, A. Aharony, *Introduction to Percolation Theory*, 2nd edn, Taylor & Francis, London 1992
- 8 ERG, *Data Sheets*, ERG Materials and Aerospace Corp., Oakland, USA 1996
- 9 Mepura, *Data Sheets*, Mepura GmbH., Ranshofen, Austria 1995
- 10 Alporas, *Data Sheets*, Shinko Wire Company Ltd., Nakahama, Japan 1994
- 11 Cymat, *Data Sheets*, Cymat Aluminium Corporation, Mississauga, Canada, 1996
- 12 Norsk Hydro, *Data Sheets*, Hydro Aluminium Ltd., Sunndalsora, Norway, 1995
- 13 L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular Solids*, Pergamon Press, Oxford, 1988
- 14 E. S. Park, S. D. Poste, US Patent 4808558, 1989
- 15 T. J. Lu, C. Chen, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 391
- 16 A. G. Evans, J. W. Hutchinson, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 45
- 17 P. D. Wheeler, in *Industrial and Machinery Noise Control Practice*, Institute of Sound & Vibration Research, University of Southampton, UK 1978, p. 11.1
- 18 n' H Akustik+Design AG, *Data Sheet*, Lungen, Switzerland, 1999
- 19 T. J. Lu, A. Hess, M. F. Ashby, *J. Appl. Phys.* 1999, 85, 7528
- 20 J. Kovacic, P. Tobolka, F. Simancik, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 405
- 21 F. Grote, P. Busse, *Giesserei* 1999, 10, 75~78
- 22 T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 125
- 23 H. Utsumo, T. Tanaka, T. Fujikawa, *J. Acoust. Soc. Am.* 1989, 86, 637
- 24 F. Chen, D. P. He, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 163
- 25 X. Wang, T. J. Lu, *J. Acoust. Soc. Am.* 1999, 106, 1

- 26 Bruel & Kjaer, Mechanical Vibration and Shock Measurements, K. Larsen & Son, Soborg, Denmark 1980
- 27 F. Simancik, F. Schoerghuber, in Porous and Cellular Materials for Structural Application, D. S. Schwartz, D. S. Smith, A. G. Evans, H. N. G. Wadley (eds), MRS Symp. Proc. Vol. 521, MRS, Warrendale, PA 1998, p. 151
- 28 R. Neugebauer, Th. Hipke, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 515

第6章 模型和模拟

F. G. . Rammerstorfer, T. Daxner 和 H. J. Böhm

泡沫金属的模型和模拟研究已引起了许多研究者、研究小组、泡沫制造商及工业用户们的浓厚兴趣。研究的两个主要方向，一是泡沫金属的设计，二是由泡沫金属组成的结构构件的设计。

(1) 材料设计

制造商认为：为开发“最佳”的泡沫金属，模型和模拟的主要内容是设计具有良好力学性能的泡沫金属。最重要的设计变量是生产工艺和泡沫基体金属材料的选择。除表观密度及金属特性外，泡沫金属的力学性能还取决于泡沫孔和基体材料的几何排列，我们称之为微观结构。探索多孔材料微观结构与宏观力学性能之间的关系，是大多数模型和模拟研究的目的所在，属于材料的微观机制研究范畴。

在与孔尺寸相当的尺寸范围内，多孔材料的变形往往取决于其局部的力学性能，这也是所有模拟研究所必须考虑的问题。由于大型泡沫结构的详细微观几何描述已远远超出了现有的能力范围，所以目前对泡沫金属热力特性最有成效的模拟都是建立在典型区域的详细模型基础上进行的。通常认为实际泡沫是符合一定边界条件的孔单元的周期性排列。模拟时采用的另一种方法是：在较大区域内嵌入更细微的微观区域，即采用嵌入孔模型，使模拟工作较容易进行。6.1.2节将对此微观模型方法进行讨论。

用以上方法可预测泡沫金属复杂微观几何模型的力学性能，并与特殊的局部变形过程相联系。另外，在模拟时可通过一定方式引入微观几何缺陷，以评估微缺陷对材料宏观力学性能的影响，并对某些特定参数进行孤立考察。然而，微观模拟很难对材料性能进行全面的定量预测，这主要是由于实际泡沫的几何高度复杂性以及缺乏可靠的材料内部金属相的特性数据所致。尽管如此，6.1.3节的微观模拟对理解泡沫金属的性能还是很有帮助的。

若泡沫结构的平均孔径或有效密度呈现出空间上的变化或梯度变化，那么可通过改变尺寸大小，使模型大小介于微观与宏观之间，从而获得可信的模拟结果。这样的介观模型，将在6.1.4节和6.2节中加以讨论。

(2) 构件设计

泡沫金属构件设计者对材料本构关系的简易使用具有浓厚的兴趣，因为这样

就可使用有限元软件进行模拟,而没有必要关注泡沫的微观几何细节。泡沫的微观几何细节描述往往是很困难的,取而代之的是泡沫材料特性可用某种(假设的)等量的均匀材料特性来加以描述。这种本构模型可通过对材料的均匀化处理,从微观角度研究得出;或通过实验材料参数的宏观处理而得到。由于泡沫金属的弹性区有限,所以这类本构模型一般都是非线性的。

有些情况下,并不需要材料完整的本构关系描述,材料特性(如密度)本身就可提供必要的信息。可采用以实验为基础的关系,如应力-应变关系,对泡沫有效密度与性能之间的关系进行表征。另外,用微观机制可推出一般的数学关系,在与实验结果相对照后,可提供基本回归方程。

现有的连续体弹性刚度知识已足够用于材料的线性应力分析。在线性分析中,泡沫可视为各向同性的线弹性固体。根据问题的复杂性,这类结构分析可采用有限元的方法进行定量或定性的分析。若关注的只是宏观应力,那么仅各向同性材料的特性(弹性张量)就够了。宏观应力可用于材料的屈服、断裂、弯曲等分析和评估。

复杂结构的分析需考虑泡沫金属的非线性特性,尤其是大应变时更应如此,如压缩或碰撞。这样,就必须具备宏观材料的增量定律,即应力与应变增量之间的关系,并能采用典型的数值分析软件所用。一些描述泡沫金属特性的基本规律已提出并已用于泡沫金属构件的模拟。显然,材料基本规律与材料参数有关,应通过实验或微观理论加以验证。由于这些规律是以均匀组分的连续体为基础的,因此宏观的材料定律仅适用于尺寸比泡沫孔径大的样品的研究。6.1.5节将重点讨论泡沫的宏观规律、泡沫金属能量吸收特性及冲击性能。

泡沫金属具有密度及力学性能两个可控变量,可用来设计梯度多孔功能材料,这方面的内容将在6.1.6节讨论。

综上所述,对泡沫金属构件的结构分析,将可能成为有限元模拟的一个标准应用程序。随着新生产技术和新实际应用不断涌现和发展,泡沫金属的微观及宏观力学机制的研究将成为一个很有价值的研究领域。

6.1 多孔金属的模型分析

T. Daxner, H. J. Böhm, M. Seitzberger 和 F. G. Rammerstorfer

过去10年间,多孔材料的模拟研究已取得了重要进展。多孔材料的代表,如蜂窝或聚合物泡沫,以及近年来发展起来的泡沫金属,已成为了各项研究的主体。以孔棱和/或孔壁固体框架及大量孔隙组成的多孔材料,其结构是极不均匀的。这种结构的多样性导致了明显不同于实体固体的热力反应,且提高了多孔材

料的工程应用性能和范围,同时也提供了模型研究的明确目标,可更好地研究、理解多孔材料及其构件的力学性能。

6.1.1 动机

泡沫金属已进入了实际应用阶段,它们所具有的最重要的力学性能除高比强度和比刚度外,还有其优异的能量吸收性能。对多孔泡沫金属力学性能的研究,已吸引了众多研究者的目光,分别从理论及实际应用的角度进行了研究。

多孔材料力学性能的模拟可在不同的尺度范围内进行。按微观机制的观点,泡沫金属的不均匀结构由单孔、孔壁、孔棱、接点构成,可用统计方法或建立离散几何模型方法进行研究,相应的尺度范围与孔的大小相当,相关的研究称为微观分析。这个尺度上的研究,提供了局部变形及载荷转移特性信息,可在微观尺度水平上与材料的力学性能相联系。对多孔结构的微观机制理解,有利于材料微观几何参数的设计和开发。泡沫金属的微观模型是6.1.2节讨论的重点。

若仅需考虑材料的热力特性,而不必明确泡沫金属的局部细节时,模型和模拟就可在比单孔尺寸大两个或三个数量级的尺度范围内进行。换句话说,宏观分析把泡沫金属看作是均匀连续统一体,而不是非均匀物质。用宏观模拟方法研究泡沫金属,常用于特定的情况下,将在6.1.5节讨论。另外,涉及孔尺寸变化或梯度变化的问题,可在宏观与微观之间的介观尺度上进行研究。简单的介观模型将在6.1.4节中讨论,也是6.2节讨论的主要内容。

下面将对目前金属多孔材料的模型和模拟研究的一些重要进展进行论述。然而,请注意本文并非这一研究主题的概括性综述。有关多孔材料及其模拟的更全面的信 息,可参考 Gibson 和 Ashby 的文献^[1,2],也可以参阅 Weaire 和 Fortes^[3]的综述, Gibson 近来也对泡沫金属的力学性能进行了评述^[4]。

6.1.2 多孔材料的微观力学模型:基础理论

从微观力学模型的观点来看,多孔材料分为三种类型:其一为二维蜂窝状材料,可用二维模型研究;其二为开孔泡沫材料,由条状固体骨架组成;其三为含有壳或膜状孔壁的闭孔泡沫材料。所有这些材料的弹性范围都都很有限,其力学性能往往取决于孔壁与孔棱的弯曲、塑性屈服、断裂和局部变形。变形对微观几何形貌极为敏感,蜂窝材料的微观形貌较为规则,但泡沫金属的微结构却往往极其复杂且不规则。

平均场及 Hashin-Shtrikman 方法在研究复合材料或低孔隙材料时很有用^[5],但却很少用于多孔泡沫材料。在假定孔隙相孔隙刚度条件下,Hashin-Shtrikman 弹性模量上界法(如用下限法,则很繁琐)可用来评估宏观各向同性多孔材料。一般来说,泡沫金属的弹性模量低于上界,但蜂窝材料却可能达到上界^[6]。

因此,对大多数多孔材料,特别是对泡沫金属的微观力学研究都是以离散的微结构模型为基础的。由于实际泡沫金属的高度几何复杂性及不规则性,这种微观几何模型常被理想化。一种常用的模型是以周期性“模型泡沫”为基础,该“模型泡沫”的热力特性可用适当的孔单元来加以描述。另外一种模型,可把孔或孔单元隔离出来加以研究,而不需要对整个空间体进行研究。第三种模型是几何微区(“核”)模型,该微区镶嵌在一个较大的区域中,对该微区以外的区域不必采用微观方法,而采用了非镶嵌区的特性(“镶嵌孔模型”)。离散微观模拟方法通过所选几何参数的变化和控制,对力学性能进行评估。这些模型方法在复合材料连续微观结构的模拟上已得到了应用,可用来研究材料局部的变形力学特性,并获得均匀化处理的宏观特性。

6.1.2.1 分析模型和数值模型

在多孔材料离散微观几何模型高度抽象化的条件下,可获得微观力学机制的系统的数学表述,并得到合理的分析结果。到目前为止,该方法的典型例子为 Gibson 和 Ashby 所作的研究工作^[1],他们在单一孔单元的基础上建立了模型,获得了蜂窝、开孔和闭孔泡沫的很多力学参数结果,如弹性变形、弹性屈曲、塑性塌陷、脆性断裂、黏弹性变形、蠕变及蠕变屈曲等^[7,8]。这类模型的发展(在其他人的工作中也有体现),还包括了蜂窝的屈曲塌陷分析^[9]及蜂窝蠕变的指数规律研究^[10]。

Greenstedt^[11]给出了规则周期性多孔体弹性性能的分析模型,Christensen^[12]也导出了这类结构的计算模型。Zhu 等人在其系列文章中研究了十四面体单元结构的弹性性能^[13]、周期性开孔^[14]和闭孔^[15]泡沫的有限压缩变形性能,还用数值方法获得了一些方程。除对规则多孔微观几何体进行研究以外,还对孔缺陷,如孔壁及孔棱的变化进行了分析^[16,17]。分析模型还可用于预测多孔结构的塑性塌陷问题,例如,在 Santosa 和 Wierzbicki^[18]的类似研究中,提出了柱体变形的运动学分析模型。

总之,分析性的描述仅适用于简单的微观几何体,较复杂的几何体需采用数值模拟进行研究,基于这种目的,有限元(FE)已成为最有效的方法。

以有限元为基础的蜂窝研究,可实现实际实验过程的模拟^[19]。多数情况下,周期性边界条件和孔单元相结合,可研究任何有限周期性孔结构的变形模式及变形机制。但是,对特定的分析应谨慎地选择孔单元。为使结果可信,孔单元应包含有充分的材料微观几何统计信息,能正确代表材料的空间排列情况^[20]。多孔材料非弹性特性的模拟,孔单元的设计需考虑非常大的局部变形,以及泡沫致密化时泡沫孔壁之间的自接触问题。另外,孔单元几何体的选择还要考虑实际的变形及屈曲参数,其结果是大多数情况下将无法采用对称的边界条件。当然,所有

的模拟分析都应考虑孔单元的复杂性及可接受的计算成本。

采用孔单元描述时,关键是要使模型在各个方向上都具有周期性。例如,用孔单元模型预测多孔材料的非均匀致密化过程,往往是周期性的,并在很大程度上受所选孔单元尺寸的影响。单个裂纹尖端(与周期性裂纹方式相反)则不能用周期性微观几何体来描述,自由表面受至少一个方向非周期性排列的层状几何体的限制。对于这类问题,应采用镶嵌孔模型。

6.1.2.2 微观几何结构分类

本节针对已经有的或有可能用于孔单元模型或镶嵌孔模型核心区域的微观结构,对多孔几何体的一些最重要的类型,进行系统的分类。所采用的主要分类标准是几何模型的维度(二维对三维)及其微观形态(规则周期性、不稳定周期性、随机性以及“实际”的结构)。

二维离散模型可直接用于蜂窝力学性能的研究。由于相对简单,所以二维模型(以下内容中平面模型通常指的就是“蜂窝”)已被用于泡沫金属的定量研究。基本的二维规则形态是周期性六边形蜂窝,可看作是弹性各向同性体,若为二维液态泡沫则其表面能最低。由于六边形蜂窝(尽管减少了对称性)可用作夹层板的核芯,人们已对这类多孔材料进行了大量的实验性及分析性研究^[21]。其他多孔材料的2D微观几何形貌,在相关文献[11, 12]中也有论述。

与理想的规则几何模型相比,实际多孔金属的性能受缺陷的影响,往往会导致其力学性能的下降。周期性2D模型已用于研究诸如孔壁弯曲或皱褶^[16, 17, 22]、不稳定孔形态^[23]、孔壁与孔结点(孔边界,见图6.1-1)^[24]之间不平衡材料分配等缺陷对力学性能的影响。在这样的蜂窝模型中,可在孔壁上引入局部缺陷^[17, 25, 26],个别的孔壁^[26, 27]也可以去除,结点及孔壁可移去而留下较大的空位^[26, 28],并可用固态材料填充孔或孔区域以评估填充物的影响^[26](见图6.1-2)。另外,可通过大孔或小孔的周期性排列来研究孔径大小的影响。

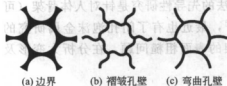


图 6.1-1 单孔孔壁不完整性示意图

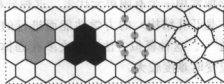


图 6.1-2 含有大孔、填充材料孔、破裂孔壁、孔壁错位(从左到右)的蜂窝结构示意图

蜂窝结构的随机排列可在 Voronoi 模型的基础上产生^[17, 25, 27, 30],这种结构可看作是随机气泡核心生长时,气泡以相同线速度生长而相遇的结果。另外一种随机几何体为 Johnson-Mehl 孔^[31],类似于孔生长时新气泡核不断出现的情形。

最后, 2D 微观几何模型还可以泡沫金属截面的显微照片为基础而建立^[32]。这种“真实结构”模型需对边界进行处理以使其具有周期性。

平面模型显然只能在有限范围内模拟 3D 微观几何体的特性(比如, 在 2D 情况下就没有等量的开孔及闭孔拓扑结构)。尽管 3D 模型对计算机的资源要求较高, 但人们对它的兴趣却越来越浓。对于开孔泡沫, 支梁 (beam) 理论与支梁有限元为描述固体框架的力学性能提供了相对便捷的方法。然而, 对于闭孔泡沫的微观力学研究, 要求有与之相应的孔壁结构模型, 因此, 必须使用壳理论或壳单元, 这就增加了模型的复杂性。

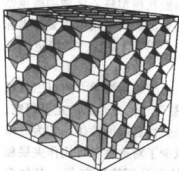


图 6.1-3 闭孔泡沫的规则
十四面体模型^[32]

完全规则的 3D 周期性微观几何体产生于多面体空间。以立方体、菱形十二面体、规则的十四面体 (或称为 Kelvin 结构) 为基础模型都产生于多面体空间。这些结构都是弹性各向异性的。十四面体的优点是它与实际多面体泡沫具有等同的平均面数及孔棱数^[33], 因此, 十四面体已被广泛地用于研究开孔泡沫^[34,35] 和闭孔泡沫 (见图 6.1-3)^[15,32]。另外, 较复杂的几何体可通过两种大小不同多面体的规则排列而得到^[18]。

大多数三维不完全周期性多孔结构的研究, 都是以变化不大的闭孔十四面体为基础的。不同复杂程度的孔单元模型, 已被用于研究边界^[24]、孔壁弯曲及褶皱^[16,22]、孔形状变化^[23,32] 以及孔壁厚度的任意变化^[36] 等结构因素对材料力学性能的影响。

与 2D 模型类似, Voronoi 模型也可用于建立不规则的开孔泡沫^[37,38] 与闭孔泡沫^[23,39,40] 的 3D 几何模型。由于 3D 几何模型采用了大量的壳单元, 因此这类分析通常需要大量而昂贵的计算费用。

实际多孔材料的 3D 结构模型可以用微观 X 射线层析分析数据为基础, 每个图形像素用一个有限单元代表。这种分析方法的先导性研究是针对人体骨架 (可看作是开孔结构) 的力学性能而进行的^[41,42], 最近也有了闭孔泡沫金属研究的报道^[43]。这种模拟方法要解决多孔固体框架的表面粗糙问题, 在分析大变形及大应变时难度较大。

6.1.2.3 微观力学信息

在介绍 6.1.3 节的微观力学模拟结果之前, 在此先对多孔金属微观力学研究所能得到的力学性能信息进行简单的讨论。

非均质材料的力学特性中最基本的是其线弹性性质, 可用综合弹性张量或适当的有效弹性模量表示。由于线弹性分析的要求较低, 因此对多孔微观几何体弹

性性质的研究已很充分。

多孔材料的弹性范围很小,超出这个范围,材料就会发生屈服、失稳或断裂。与实体金属相比,泡沫金属在静水载荷作用下的弹性是有限的。这种性能的微观分析可通过模拟分析来实现,例如,通过单向或多向载荷的分析可得到均匀化的应力-应变曲线。材料非线性变形的开始,通常可用应力空间的某一特定面表示,实体金属的 Mises 屈服面就是一例。类似地,泡沫金属的屈服面可从微观分析出发,通过在宏观应力空间中,监测加载路径对材料的影响而得。分析时,会产生线性偏差,其主要原因是孔壁或孔棱的局部屈服(常在孔壁与孔棱之间交替进行)或孔壁或孔棱的局部弹性屈曲。实际上,非线性变形是由于大多数孔的屈服所引起的,而微观尺度的屈服只有在结构高度规则排列时才起重要作用,并将高度规律排列结构的屈服面视为“一般的屈服面”。如果仅考虑塑性屈服的开始,那么弹性解的叠加是可行的,并且在确定宏观各向同性材料的屈服面时,宏观应力空间的每一方向就只需计算一次。

当沿给定路径加载时,可用以上概念跟踪屈服面的变化。操作时,施加载荷增量,求得新屈服面的值后,应完全卸载,叠加弹性解的步骤可重复进行。然而,应注意线弹性叠加只能用于小变形分析。在多孔金属材料中,几何非线性(例如由于孔壁的明显弯曲所造成的)甚至可能在屈服前就已出现。

随着泡沫所受压应力的逐渐增加,载荷将达到使孔壁首次坍塌的值。在泡沫金属中,初始的单孔坍塌可扩展为坍塌区,并在应力变化不大的情况下发生,这便是应力-应变曲线上所谓的平台区。当大多数孔壁被消耗掉后,平台区结束,泡沫的致密化就开始了。在压应力几乎不变的条件下,泡沫金属产生大量压缩应变的积累,这一重要特性可用于吸收冲击能量。人们已对材料在单向受载时的各种多孔形貌及各种缺陷进行了研究。一般受载情况下,初始坍塌时的应力状态形成了初始屈服面(称之为坍塌面)。为准确地评估坍塌面,需沿单一的加载路径进行完全的非线性分析。

泡沫金属结构断裂模拟的研究报道很少,但断裂却是泡沫金属在宏观拉伸作用下的主要失效机制。镶嵌孔模型是研究理想多孔金属断裂行为的有效方法,相关内容见 6.1.3.8 节。

6.1.3 微观力学模拟结果

这一节中,将选择性地介绍讨论一些泡沫力学性能的模型和模拟结果,包括从微观几何体缺陷到宏观应力空间坍塌面等许多内容。

6.1.3.1 孔壁材料分布的影响

泡沫金属的生产往往涉及先驱体的熔化及凝固。金属在液态时,表面张力所引

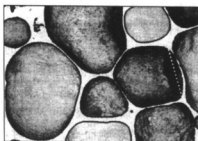


图 6.1-4 粉末致密化发泡法
制备的铝泡沫截面

(Courtesy Institute of Materials Science
and Testing, Vienna University
of Technology)

起的材料再分布，导致了孔壁过渡区（称之为边界）的形成，增加了孔壁的不均匀性（见图 6.1-4）。这种现象对泡沫的微观及宏观力学性能产生了影响，并已成为有趣的研究主题之一。

Simone 和 Gibson^[24]采用弯曲及平直的边界，对六边形蜂窝及十四面体泡沫孔单元进行了模型分析。研究表明，孔壁材料的分布对杨氏模量的影响很小，但对闭孔泡沫金属单向屈服强度的影响较大。Chen 等人^[17]提出了一种不同的研究方法：通过壁厚的线性增加进行蜂窝性能的研究，简化了数学问题，且能得到模型的屈服面。

决定蜂窝能量吸收特性的应变变量，也可用孔单元模型进行研究。用这种模型方法，蜂窝的致密化可用坍塌空间中坍塌面的自接触表征，此时需对孔单元的几何特征进行特殊的准备和处理。通过模拟分析，各种边界条件的孔单元上孔壁的运动已经可以得到很好的解释（见图 6.1-5，展示了模型致密化前对称性和周期性的变形）。以上孔单元分析的优点在于所有孔的自由表面都是向内的，这样就可直接利用相关的接触算法。显然，这类模型同样也可用于研究孔壁与孔结点之间材料分布与变形方式的相互关系。

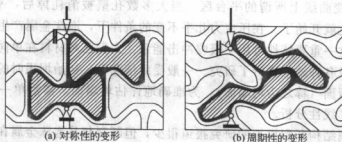


图 6.1-5 六边形蜂窝边界的变形模型

泡沫材料向边界的排液，使孔壁厚度减少，将导致结构的强度及刚度的变化。这对于低密度泡沫来说尤为重要，因为低密度泡沫的孔壁厚度接近于零。然而，密度较高时，材料多分布于孔结点及承受较大弯曲变形的区域，高密度有益于泡沫力学性能的提高^[17,24]。

当较多的材料聚积于孔结点时，弯曲应力作用下的塑性铰向孔棱中部靠近，因此结点周围的刚性区会有所增大。尽管压缩时刚性区会旋转，但如果增加铰与结点中心之间的距离，刚性区仍然占有较大的空间。随着该过程的进行，将引起

孔壁在较低应变下的相互接触,该接触应变值小于边界微结构分布较均匀情况下的接触应变值。以上效应使结构的能量吸收性能发生了变化,见图 6.1-6、图 6.1-7 与图 6.1-8。另外值得一提的是,在材料的再分布使坍塌及接触应力提高的情况下,致密化前可用变形量的减少会使塑性变形导致的能量吸收量减小。

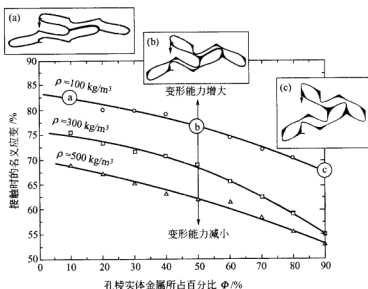


图 6.1-6 三种不同表观密度孔棱(孔壁与孔结点之间)材料分布与孔壁开始接触应变之间的关系

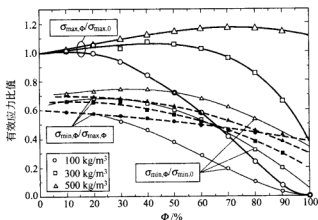


图 6.1-7 三种不同表观密度孔边界(孔壁与孔结点之间)材料分布与坍塌应力的关系

另一方面,多孔材料中材料分布的微波波动,可能是由于单个孔壁的厚度变化(如上述边界所示),也可能是由不同厚度的孔壁所引起的。后者由 Grenstedt 和 Bassinet^[36]提出,他们设计了一种含 112 个孔壁的三维十四面体闭孔泡沫

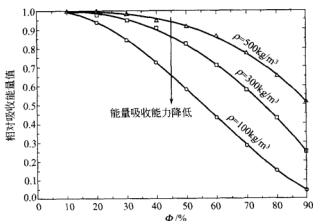


图 6.1-8 三种不同表观密度孔边界（孔壁与孔结点之间）材料分布与吸收能量的关系

模型，该模型中每个孔壁的厚度可分别地指定。研究发现，规则排列孔的刚度对孔壁厚度的变化并不敏感，其原因是这种微观变形主要由孔壁的伸展所控制，此时刚度对壁厚变化的敏感性，不如弯曲变形（如孔壁的弯曲）模式下对壁厚的敏感程度大。

6.1.3.2 孔壁弯曲和褶皱的影响

除厚度分布不均匀外，孔壁的形貌还受蜂窝和三维泡沫结点间连接性偏差的影响。由简单支杆或壁组成的几何体可用来近似地描述低密度的有机泡沫。然而，在泡沫金属中，孔壁常伴随有弯曲或褶皱出现（见图 6.1-4）。

Grenestedt^[16]研究了孔壁褶皱对多孔固体弹性刚度的影响，发现当孔壁褶皱幅度两倍于孔壁厚度时，体模量减少了 50%。Simone 和 Gibson^[22]证明了弯曲和褶皱孔壁对规则蜂窝及规则十四面体孔单元的刚性及强度的不利影响。相对于坍塌应力来说，杨氏模量更容易受到这些缺陷的影响。Chen 等人^[17]给出了具有波纹孔壁规则蜂窝的屈服面的解析表达式。他们发现褶皱大大减少了蜂窝的静水屈服强度，而对屈服应力偏量却没有影响。显然，在静水压力作用下，除了孔壁薄膜的变形外，还会对孔壁的弯曲有激活作用。

Daxner 等人^[29]利用初始屈服面，研究了孔壁的皱褶与弯曲对产生非线性行为的影响。图 6.1-9 所示的规则和具有弯曲孔壁的蜂窝中，可看到这类弯曲导致的局部屈服或局部弹性弯曲开始时的应力状态。在规则蜂窝中，平面静水压力使孔壁受力，导致了 σ_x - σ_y 应力平面内拉长的初始屈服面的产生。对于低密度的规则蜂窝，屈服面被弹性与孔壁的弹性屈曲失效面相截，图 6.1-9 (a) 表示出了不同弯曲情况下的屈服面。这种特性存在于小褶皱中，但当弯曲程度超出孔壁厚度的 5% 时，孔壁的屈服就导致了非线性变形的产生。

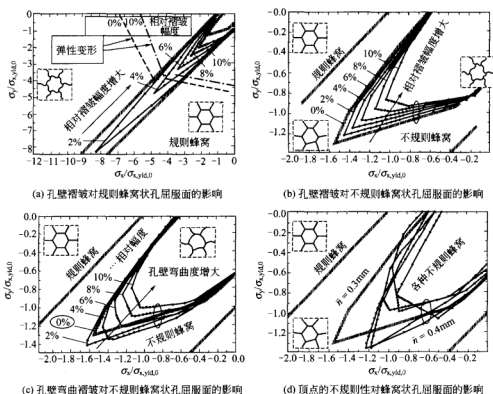


图 6.1-9 具有不同种类缺陷的规则或不规则蜂窝的屈服面^[29]。

虚线及点划线表明了弹性弯曲的应力状态

由图 6.1-9 (b)~(d) 可见, 有关不规则蜂窝屈服面的信息较少。任意孔结点的随机排列产生的几何随机性使屈服面萎缩, 其程度甚至超过了大褶皱的影响, 相关内容参见 6.1.3.3 节。波纹状或弯曲的孔壁, 对单向屈服强度的影响不大, 但大褶皱使平面静水屈服应力减少 35%。弯曲孔壁与褶皱的作用大致相同 [见图 6.1-9 (c)], 微小弯曲的孔壁使平面静水屈服应力略有提高。

6.1.3.3 不规则结点位置的影响

多孔模型一般都以规则的微观几何体为基础, 最简单的 2D 几何体是六边形蜂窝。这种蜂窝结构与图 6.1-4 所示的实际泡沫金属截面相比, 可清楚地看出后者的结构是极不规则的。标准模型分析的设想是不同类型的几何体缺陷可单独地加以考虑。基于这种思路, 本节的讨论将在忽略前面所讨论的孔壁缺陷的前提下进行。

蜂窝模型的弹性刚度对结点位置的不规则排列和扰动并不十分敏感。实际上, Silva 等人^[30]通过对六边形模型与 Voronoi 模型的弹性刚度进行比较, 发现

后者的弹性模量比前者大约 5%~10%。Zhu 等人^[44]详细讨论了一种预测不规则 Voronoi 蜂窝弹性性能的方法,发现周期性 Voronoi 蜂窝的有效杨氏模量和剪切模量随着不规则性的增大而增加,而有效体积模量却随之而减少。他们对 3D 开孔泡沫采用了相同的方法并得到了类似的分析结果^[38]。Grenestedt 和 Tanaka^[28]研究了三维 Voronoi 闭孔单元的弹性性能,发现与规则十四面体相比,体积弹性模量减少了 5%~10%。

孔结点位置的波动可使蜂窝模型的单向屈服应力减少大约 40% (见图 6.1-9)。Silva 和 Gibson^[27]将六边形蜂窝与 Voronoi 蜂窝进行了比较,也发现了 Voronoi 蜂窝屈服强度的减少;但 Chen 等人的报道^[17]却指出,单向屈服应力的减少量很小,他们把这种差异归结于他们使用的是周期性模型,而没有采用复合边界条件。除 Voronoi 蜂窝外,他们通过任意摆动六边形结构的接点位置,获得了与图 6.1-9 非常一致的单向压缩屈服应力。与规则蜂窝相比,由于变形方式往往是孔壁的弯曲而不是压缩^[17],平面 Voronoi 微观几何体与紊乱的六边形结构两者都引起了平面静水载荷下屈服应力的降低。

正如上面所提到的,随机改变规则蜂窝的接点位置往往会导致屈服极限的减小,其作用比孔壁褶皱的作用大得多;与宏观平台应力紧密联系的坍塌应力也会减少。此外,影响最大载荷条件的是平面体静水载荷。仅在接近完美的微观几何体和孔壁非常薄的条件下,弹性屈曲失稳才起决定性作用。对于接点位置极不规则的微观几何体来说,弹性屈曲所需的单向应力比预测的屈服应力约大一倍。

显然,不规则的微观几何体对于真实泡沫金属的力学性能研究是非常重要的,尤其在多向载荷变形时更是如此。与结点位置的不规则性相比,孔壁褶皱等缺陷对力学性能所起的作用往往较小。

6.1.3.4 不同孔径结构的微观几何形态

泡沫金属孔径大小极不均匀(见图 6.1-4),往往由小孔及非常大的孔群组成。为获得大、小孔之间的相互联系,建立了如图 6.1-10 所示的 2D 几何模型^[29],其中包括作为参考结构的规则六边形蜂窝(HC)、大孔包围的小孔群(SBS)以及小孔包围的孤立大孔(BSB)。重点研究了与多孔材料能量吸收性相关的大变形过程。

通过观察分析单向压缩的应力-应变关系,可清楚地看到两种不同性质的变形及坍塌机制:如果出现局部剪切,孔结构在近常应力作用下通过孔壁的弯曲而发生变形,剪切带在坍塌层内滑移,剪切带坍塌后得到了相对平滑的应力-应变曲线;如果孔壁屈曲及大量与载荷方向垂直的层的坍塌是主要的变形机理,那么由于孔层坍塌的不同时效导致其应力与应变关系出现明显的波动,这些孔层间的变形不能通过滑移来调节。图 6.1-11 表示出了有缺陷蜂窝的不同的变形机理,

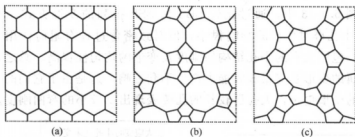


图 6.1-10 研究不同大小孔相互作用的蜂窝模型^[29]: 规则的六边形蜂窝 [HC (a)], 大孔包围小孔的蜂窝 [SBS (b)] 和小孔包围大孔的蜂窝 [BSB (c)]

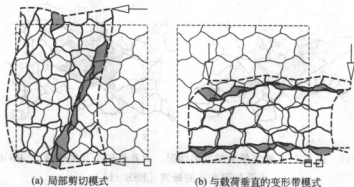


图 6.1-11 在水平及垂直单向载荷作用下的变形区及未变形区

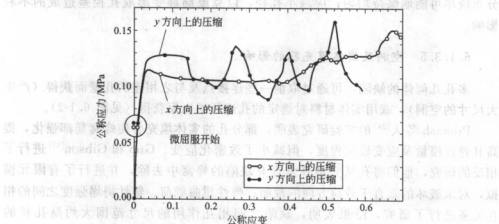


图 6.1-12 有缺陷的蜂窝的应力-应变预测关系图, 分别对应于图 6.1-11 的不同的变形模式

图 6.1-12 是其相应的应力-应变关系曲线。

除上述对坍塌过程及模式的大体观察之外, 还可得出大小孔之间相互作用的

特定规则。图 6.1-13 中,通过比较 SBS 和 BSB 排列的变形方式,发现在后者 (BSB) 中,小孔群对变形的影响很小,但对致密化过程有阻碍作用。然而,在 SBS 模型中,包围大孔的小孔结构使刚度及变形的均匀性提高。总之,小孔群往往对多孔金属的变形及能量吸收能力产生不利影响,这是由于它们的变形比与之相邻的大孔的变形更小,大孔群较长的孔棱表现出了较小的弯曲刚度及强度。

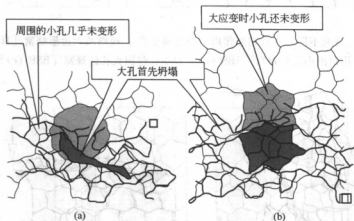


图 6.1-13 图 6.1-10 蜂窝模型的变形情况。大孔包围小孔的蜂窝 [SBS (a)], 小孔包围大孔的蜂窝 [BSB (b)]

以上模型分析得出的结论是:应尽量获得光滑的应力-应变关系;孔大小的分布应尽可能地保持均匀;应减小孔径,以克服局部变形或孔径差造成的不利影响。

6.1.3.5 空洞及固体填充孔的影响

多孔几何体的缺陷,可通过取消一些连接点及与之相连的孔壁而获得(产生大尺寸的空洞),或用实体材料对选定的孔进行填充而获得(见图 6.1-2)。

Prakash 等人^[28]的实验研究表明,部分孔的实体填充会使蜂窝局部强化,提高其弹性模量及应变硬化程度,但减小了致密化应变。Guo 和 Gibson^[48]进行了相反的研究,他们将孔从完整蜂窝或有缺陷的蜂窝中去除,并进行了有限元模拟,对未破坏的垂直于载荷方向的截面、弹性屈服载荷、塑性坍塌强度之间的相互关系进行了研究,结果表明,缺陷之间相互作用的尺寸范围大约是孔径的 10 倍。

Chen 等人^[26]研究了固体填充物及空洞对理想蜂窝及 2D 蜂窝(蜂窝内大约 5% 的孔壁被随机性地破坏)的刚度、单向屈服强度及平面静水屈服强度所产生的影响,结果表明,对这两种蜂窝,固体填充物使弹性刚度都约有提高,但对单向及平面静水屈服强度的影响都不大。然而,实体填充物的引入增大了结构的质

量,会对一些与质量相关的性能产生不利影响。理想蜂窝中,大空洞导致了孔壁的弯曲,使体积量及静水屈服强度大为减小。对有缺陷的蜂窝而言,空洞所引起的刚度的减少可根据蜂窝密度的减小来估算。

6.1.3.6 孔壁破裂或缺损的影响

破裂或缺损的孔壁在某种程度上会弱化多孔材料的性能。Silva 和 Gibson^[27]将这种缺陷引入了前面介绍过的规则六边形及 Voronoi 蜂窝中,研究表明,因孔壁残缺所引起的力学性能的减少量常常 2~3 倍于等量的孔壁厚度减少(用密度衡量)所引起的减少量。典型 Voronoi 蜂窝的预测性能指标一般比同密度周期性六边形蜂窝的小 30%~35%。残缺 5% 的孔壁也可导致同样的结果。

对蜂窝的研究^[28]表明,孔壁的残缺会导致局部变形,使弱化的孔首先开始坍塌。有缺陷的孔是否能形成变形带,取决于它们相对于对称轴及载荷方向的距离和位置。Albuquerque 等人^[46]对 Kevlar 蜂窝进行的研究也获得了相类似的结论。除证实了 Silva 和 Gibson^[27]及 Prakash 等人^[28]的研究结果外,他们还发现,均匀分散的或集中区域内的缺陷数量只要不是很多,对压缩特性的影响并不大。

通过移除 Voronoi 蜂窝 10% 的孔壁, Silva 和 Gibson^[27]发现压缩强度减少了 40%,且如果移去 35% 的孔壁,结构的刚度和强度将趋于零。为研究网状骨架的累积疲劳, Schaffner 等人^[25]在微疲劳裂纹长度(假设遵循 Paris 定律生长)超出特定限度时,移去开孔模型中的支架,发现 Voronoi 蜂窝对疲劳破坏的敏感性比规则六边形几何体的更大。通过对蜂窝的几类缺陷形态的比较, Chen 等人^[17]认为,孔壁的残缺是导致屈服强度减小的最大因素。

6.1.3.7 屈服和坍塌面

在 6.1.2 节中,通过孔单元分析,对屈服面评估、“理想屈服面”及坍塌面进行了讨论。对于多孔金属来说,这些数据可以用来预测多向应力状态下非线性特性及孔坍塌的发生,以及应力-应变曲线上所对应的平台区的产生。

在 6.1.3.2 节中提到了褶皱或弯曲孔壁六边形蜂窝的初始屈服面。这里将讨论实际微观几何体的屈服及坍塌面。为研究不规则蜂窝的性能,孔形貌选自 Crenstedt^[16]闭孔铝泡沫样品中的一部分,并进行了适当调整,使之满足周期性边界条件(见图 6.1-14)。

分析表明,坍塌面一般都位于初始屈服面的周围,对于不规则蜂窝来说,这两个面的形状有些相似(见图 6.1-15)。要注意的是对于主要局部变形方式为弯曲的单向应力状态来说,坍塌应力比初始屈服应力大约 2.4 倍,远远高于 1.5 倍这一简支梁模型的分析结果(在矩形截面的理想塑性梁,且忽略应力的重新分配条件下获得)。

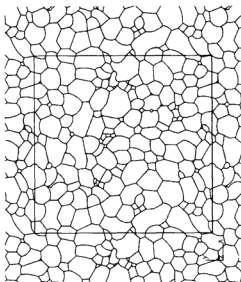


图 6.1-14 从显微照片^[16]中提取的孔单元“真实结构”蜂窝模型^[32]，其孔径分布范围宽，孔形状各异，并含有大量孔壁缺陷

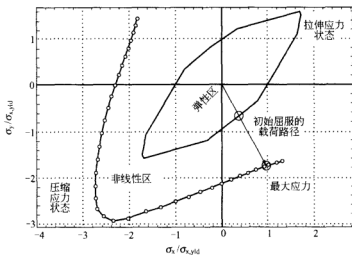


图 6.1-15 由图 6.1-14 的模型分析得出的屈服面及坍塌表面^[32]。
在应力-应变曲线上最大载荷不明确的情况下，其坍塌面没有在图中给出

图 6.1-15 所示的坍塌面并没有包括所有可能的加载路径，仅涉及最大主应力是压缩应力的纯压缩区域（第三象限）及较大主应力是压缩应力的剪切区（第二、第四象限）。这样的限定是必要的，因为，一旦拉伸主应力绝对值大于压缩主应力值，就不能从预测的应力-应变曲线上获得平台应力。为得到拉伸为主要

加载路径时的峰应力及应力平台区, 还需建立另外的加载路径及失效准则, 如引入孔壁断裂。

通过确定一个初始屈服面, 以便在线弹性分析的基础上对塑性屈服进行评估, 这显然是宏观弹塑性本构模型发展的一大进展。但这还不足以用来进行诸如碰撞和冲击之类的非线性研究, 因为这类研究需要考虑材料的硬化法则、载荷的变化及应变速率问题。用于泡沫金属的硬化法则之一是各向同性硬化^[47], 即假定屈服面的形状保持不变, 但其大小随体积塑性应变的积累而增大。另外, 在Crushable 泡沫模型^[48]中, 采用了混合硬化假定: 屈服面的形状不随尺寸的增加(各向同性硬化)而变化, 但其位置(运动硬化)却会移动, 这样静水拉伸屈服应力就保持不变。

基于图 6.1-14 所示的真实结构的微观分析, 情况会更加复杂。图 6.1-16 给出了对应于 X 方向压缩载荷条件下的屈服面。在加载过程中, 选择几个点使加载中断, 然后卸载。对模型进行线性叠加分析, 可估计非线性变形的发生, 从而获得与实际硬化状态相符的屈服面。初始的硬化特性本质上是运动的, 屈服面在受压方向上移动且形状或大小不变。然而, 在较大压应力作用下, 屈服面的形状会改变, 并缩小。图 6.1-16 的分析是基于线性叠加而进行的, 并没有考虑对压缩坍塌有重要影响的几何非线性性, 所以压缩坍塌区结果的可信度值得怀疑。但无论如何, 该分析明确了低非弹性应变条件下应采用运动硬化模型, 并给出了高

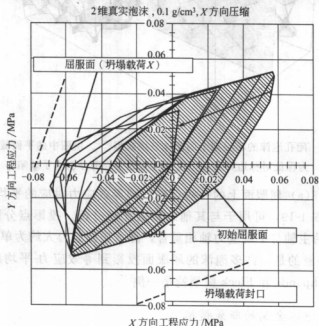


图 6.1-16 X 方向压力作用下, 图 6.1-14 中的真实蜂窝结构的屈服面的演化情况

应变区硬化性能可能发生改变的信息。

如上所述,平面模型可直接用于蜂窝的分析,但用于真实泡沫时就显得不充分了。真实泡沫的定量分析需采用三维模型。Denzer 用基于十四面体的体心立方单元^[32]建立了闭孔泡沫的三维模型,采用对称的边界条件以降低计算成本,得到了具有随机接点分布结构(见图 6.1-3 及图 6.1-17)在压应力作用下的初始屈服面。屈服面在主应力空间的形状为椭圆形,其主轴与静水压力轴的方向一致(见图 6.1-18)。这一点可用孔壁(在静水载荷作用下为薄膜状的,尽管规则十四面体不是各向同性的弹性体)的应力状态来解释:单向载荷使孔接点附近的区域产生弯曲。这些效果对非理想模型而言并不明显,非理想模型的屈服面的“高宽比”较小。对蜂窝模型的分析也可得到类似的结果,但理想十四面体的屈服面沿静水力轴方向的拉长较少(见图 6.1-9)。

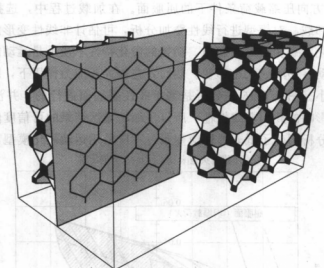


图 6.1-17 闭孔泡沫的不规则十四面体三维模型^[32]。由图中的平面截面可见,为保证对称边界条件,仅在模型的中心部分引入了缺陷

将图 6.1-18(a) 屈服面上的一些点投影到等效应力对应的平均应力平面上,得到了标准图 6.1-19,可用于与其他结果的比较分析。投影点分散在一个椭圆的周围,椭圆的主轴与平均应力轴相重合,静水屈服应力大约为单向屈服应力的 2.5 倍。值得注意的是,许多泡沫的屈服面投影到等效应力-平均应力平面上都是椭圆形,Deshpande 和 Fleck 模型就是一例^[47]。

6.1.3.8 泡沫金属的断裂模拟

基于孔单元的微观模拟可对周期性变形、应力应变场以及周期性的失效和断

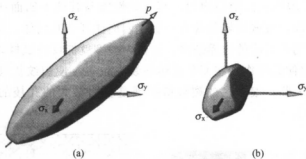


图 6.1-18 规则十四面体 (图 6.1-3) 及不规则十四面体闭孔泡沫 (图 6.1-17) 的屈服面^[32]

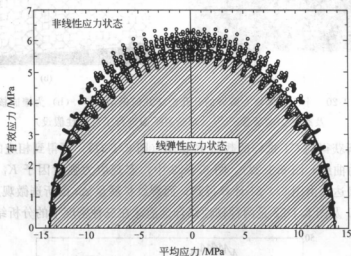


图 6.1-19 图 6.1-18(a) 中的屈服面在有效应力-平均应力面上的投影

裂进行分析。尽管这适合于分散性破坏分析,但还可以通过具有代表性的小微观几何区域的模型分析来模拟整个试样的性能。例如, Schaffner 等人^[23]采用 Voronoi 蜂窝模型研究了多孔骨架的疲劳破坏。

Gibson 和 Ashby^[1]研究了离散多孔几何体的裂纹尖端,他们利用简单平面模型及 3D 蜂窝模型,通过考虑裂纹扩展路径上的第一个未破坏孔壁的失效,给出了脆性蜂窝的断裂韧性表达式。Chen 等人^[48]利用均匀微极线性弹性六边形蜂窝对渐近线裂纹场进行计算,分析了裂缝尖端周围孔壁的平移和转动。然而,对多孔材料裂纹尖端的研究,现在多采用的是镶嵌模型技术。Ableidinger^[35]采用这种方法,研究了微观结构及材料参数对单向拉伸载荷作用下开口泡沫铝试样 (CT 试样) 的宏观断裂性能^[50]。

裂缝尖端周围的区域,可用完全相容的用梁单元离散化的普通 3 维十四面体开孔几何体 (用孔棱连接) 来描述,将该区域镶嵌入到 CT 泡沫试样中 [见图

6.1-20(a)]。CT 泡沫试样结构均匀,其有效性能与其他十四面体开孔几何体相同。在平面外方向,镶嵌区域包含有一层十四面体开孔几何体。镶嵌区的厚度相同,上下平面采用了对称的边界条件,这样,模型就能反映试样内层的情况(平面应变条件)。拉伸载荷作用在 CT 试样的装夹位置,使裂纹扩展以宏观断裂模式 I 进行。结果表明,镶嵌区的裂纹微扩展是受力最大的孔棱的韧性失效所致[见图 6.1-20(b)]。

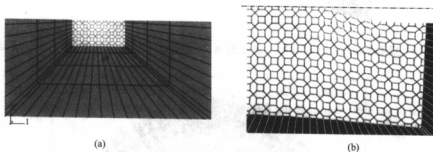


图 6.1-20 十四面体核心镶嵌的开孔泡沫几何模型 (a), (b) 为镶嵌核心及裂纹尖端示意图^[35] (对断裂平面进行了对称性假设)

根据分析获得的 CT 试样的载荷-位移图(图 6.1-21),可得到相应的 K_I - Δa 关系(裂纹阻力曲线,图 6.1-22)。图 6.1-22 中,宏观应力强度因子 K_I 可通过 CT 试样的标准表达式由图 6.1-21 计算得到,而裂纹扩展量 Δa 由所选微观几何模型得到。图 6.1-21 及图 6.1-22 是两种韧性铝合金泡沫在三种密度下的分析结果。

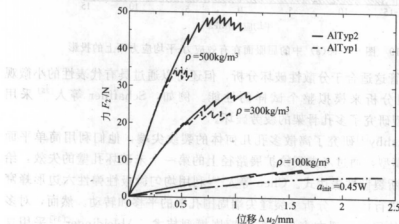


图 6.1-21 不同密度、不同合金制备的开孔铝泡沫 CT 样品(见图 6.1-20)的宏观力-位移曲线^[35]

利用上述模型方法,过程参数,如泡沫密度(密度决定了孔隙所占的体积比)、孔径(孔径大小对断裂性能有影响)、屈服应力、基体材料的断裂应变(决

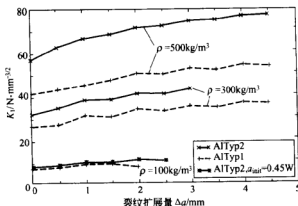


图 6.1-22 不同密度、不同合金制备的开孔铝泡沫 CT 样品 (见图 6.1-20) 的 K_I - Δa 曲线^[31]

定了孔棱的韧性和失效) 可以方便地改变, 以考察这些参数对开口泡沫金属断裂特性的影响。

6.1.4 介观密度不均匀性的模拟

泡沫的不均匀性不仅表现在其实心区域及孔洞部分, 而且还体现在表观密度、平均孔径大小及其他几何参数的不均匀上。这些变化介于孔径 (微观尺度) 与样品或构件的宏观尺寸之间, 因此, 可用介观非均匀分布进行描述。图 6.1-23(a) 显示了泡沫样品横截面上密度的变化情况。

Shim 等人^[51]采用单向的质量-弹簧介观模型, 模拟了均匀表观密度泡沫样品的动态单向变形过程。Gradinger 和 Rammerstorfer^[52]用弹塑性弹簧系统研究了分散介观不均匀样品的压缩力-位移特性。Daxner 等人^[53]把这两种方法结合起来, 考虑了垂直于载荷方向的密度分布不均匀性, 研究了表观密度变化对泡沫板冲击性能的影响 [见图 6.1-23(b)]。

当泡沫金属用作保护垫时, 人们感兴趣的是表观密度的不均匀性对性能的影响。增大密度分布不均匀性, 会大大降低泡沫的能量吸收能力, 其原因是应变集中导致的初始平台应力的减小及平台区的萎缩 (见文献 [52, 53] 及图 6.1-24)。在载荷方向及垂直于载荷方向上, 密度的变化都会使泡沫的能量吸收能力降低^[53]。因此, 对于泡沫在冲击保护上的实际应用, 需改进生产技术以得到均匀密度分布的泡沫材料。

如果把泡沫金属看作是均质材料, 惯性作用 (inertia effects)^[54]会引起波的传播 (wave propagation) 现象, 并受泡沫密度、泡沫层厚度、冲击力及冲击速度之间相互作用的影响^[53]。如果冲击速度不太高, 惯性作用会使冲击阻力略高

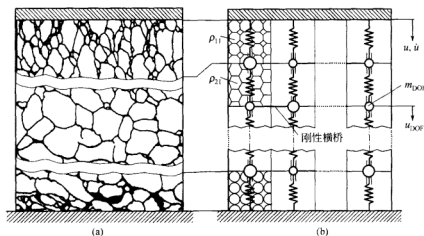


图 6.1-23 不同表观密度泡沫的微观结构 (a) 及相应的介观模型 (b)

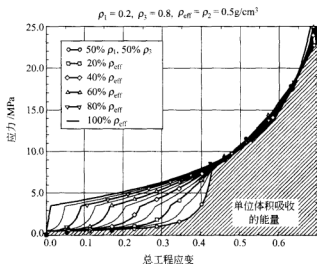


图 6.1-24 相同表观密度，不同密度层泡沫结构的应力-应变曲线。实线表示均匀的介观结构，空心圆点线表示两层结构，其余表示三层结构^[58]

于静屈服强度（见图 6.1-25）。然而，这种条件下的波的反射与重叠是不可忽略的。图 6.1-26 中，不同密度泡沫层的堆放，使冲击应力随时间的变化而变化。应将多孔均匀材料的模拟结果与动态冲击测试结果进行比较，以确保所采用的均质化处理不会产生人为的惯性作用。在可能的条件下，均质材料的质量密度必须加以修正，使其与动态实验结果相一致。

以上质量-弹簧模型受限于加载条件的特殊性，而且一般不能处理任意的多向载荷。通常情况下，可采用标准体积单元对介观问题进行有限元分析，相关内容见 6.2 节的介绍。

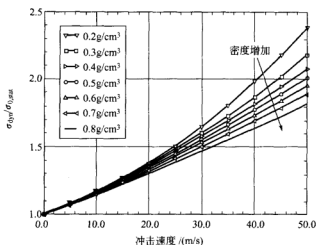


图 6.1-25 冲击速度和泡沫密度对动态初始应力 σ_{dyn} 的影响， σ_{dyn} 用静态坍塌应力 $\sigma_{0,stat}$ 进行了归一化处理^[53]

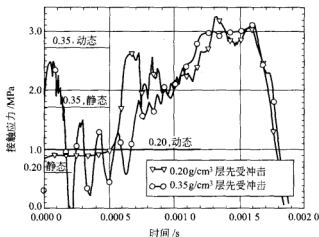


图 6.1-26 冲头和两层相同厚度、不同密度的立方泡沫之间的接触应力变化模拟曲线^[53]，图示了两种可能的不同堆放方式的结果

6.1.5 宏观模拟

从模拟多孔金属的实际试样及构件的角度看，离散到单孔尺度的模型不仅目前计算机硬件及软件技术水平还达不到，而且也受到了目前模型分析水平的限制。因此，就产生了泡沫金属的宏观本构描述。宏观模型的标志是样品及结构的尺寸必须明显地大于单一泡沫孔的孔径。

弹性范围内多孔金属的模拟分析相对简单，只需知道均匀化的弹性张量即

可。对于各向同性泡沫金属来说,仅需要测定两个弹性模量的数据;而研究低对称性泡沫则需要更多的材料参数。然而,实验研究表明,压力作用下泡沫金属的弹性阶段并不明显,在低于平台应力作用下就开始有塑性变形了。因此,目前还不能清晰地定义结构分析中什么变形程度的多孔金属可以看作是线弹性材料。

泡沫金属的本构模型必须能反映材料的非线性宏观特性。如果采用 FE 方法对多孔材料进行分析,就需要在一定尺度上给出相应的本构关系,并采用特殊的有限元编码进行分析^[55]。

泡沫金属的宏观屈服面往往可用平均-有效应力平面的椭圆来描述。Deshpande 和 Fleck^[47]获得的屈服面相对于压缩及拉伸的应力状态是对称的。此外,在各个方向都采用统一的硬化法则(各向同性硬化)及相关的流动规则,这意味着塑性泊松比不会趋于零。相反地,Crushable 泡沫模型^[48]的特征为常拉伸静水屈服应力,这将导致硬化过程中屈服面的扩展,并使屈服面沿静水力轴移动。材料模型的非关联流动规则往往具有一定的塑性泊松比效应。体积塑性应变的积累是硬化的内在因素。其他用于研究泡沫金属的宏观模型的方法,可参阅有关文献^[56~58]。

采用上面的材料模型时,需要另外提供决定屈服面及硬化特性的参数,以及材料在多向载荷条件下的力学性能信息。由于很难得到多向载荷条件下的实验数据^[47,59],因此必须进行一定的假设,这些假设可从微观 FE 模拟或通过参数测试(即模拟结果与实验结果之间差异的最小化)而得到。庆幸的是,目前静水载荷条件下的实际应用很少。为解释这一点,在下一节将通过一个实例(大球体对铝泡沫垫的冲击),说明单向压应力-应变关系是最主要的材料特性。

6.1.5.1 薄泡沫金属垫的低能冲击

目前,低强度有机泡沫垫已被广泛地应用于冲击防护。然而,某些情况下由于可用的设计空间有限,有机泡沫并不适用,此时,泡沫金属依赖其较高的抗破坏强度而成为候选材料。

在有关泡沫抗冲击性能的研究文献^[60]中,对泡沫材料的预测性能与实验数据进行了比较,并应用冲击力及冲击加速度进行定量的描述。在下面的讨论中,采用了 FE Code ABAQUS/Explicit (Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Pawtucket, RI, 1998) 软件及 Crushable 泡沫模型^[48],对大刚性球冲击铝泡沫层的过程进行了模拟。图 6.1-27 为冲击加速度的演变过程,冲击的激烈程度可通过球体在泡沫垫上留下的压痕大小来判断(见图 6.1-28)。

如果冲击过程中材料的应力状态的变化是可预测的,那么可将它用于确定流动及硬化法则的复杂性,以便获得合理的模拟结果。一般来说,在应力空间径向路径上的简单各向同性本构关系已经能够较好地描述材料的局部应力状态。但当

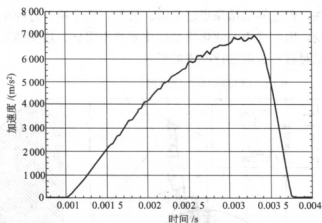


图 6.1-27 不同时刻的冲击加速度

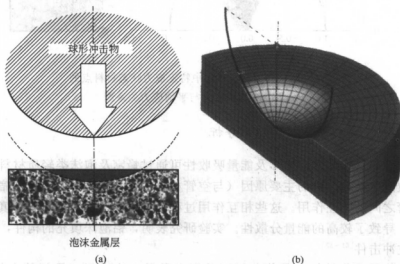


图 6.1-28 冲击过程 (a) 及冲击后的模型 (b) 示意图

应力状态变化较大时，还应考虑相应应力路径上的各向异性硬化等现象。另外，当应力状态进入拉伸区时，孔壁破裂引起的软化现象也会发生。

可以采用平均等效应力图描述与压力有关的材料特性，并从中得出局部应力状态的变化过程。图 6.1-29 是三个不同材料点的应力路径图。这些应力路径大都位于单向压缩轴（倾斜度 3 : 1）与纯剪切的垂直轴之间，表明这两种载荷类型决定了泡沫的局部变形。图 6.1-29 中的“轴，顶点”线表示的是冲击球下部的中心点，它被一个椭圆（该椭圆是 Crushable 泡沫屈服面在最大硬化条件下的投影，即最大体塑性应变下的投影）所包围。由冲击过程的单向应力状态可见，模拟过程对材料静水载荷参数的变化并不敏感。由于在静水力作用下，仅能得到

有限的泡沫特性,但这样的结果也已足够。另外,整个冲击过程中主应力轴的方向基本保持不变,因此选用的硬化模型的作用并不明显。这些结果降低了薄垫大冲击器冲击模拟对材料法则进行改进的要求。

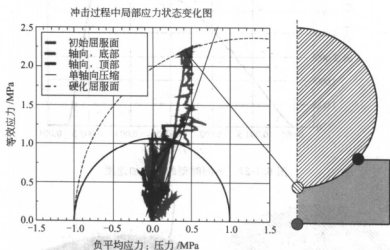


图 6.1-29 典型冲击过程中特定应力状态材料点的 von Mises 等效应力与平均应力关系图

6.1.5.2 泡沫填充件的变形分析

管状金属结构的轴向变形及能量吸收性可通过蜂窝及泡沫类轻质材料的填充来加以改进。性能改进的主要原因(与空管相比)是填充材料自身的压缩及填充材料与管之间的相互作用。这些相互作用过程中,体模量发生了改变,填充物多向受压,导致了较高的能量分散性。实验研究表明,铝泡沫填充的构件,是极其有效的抗冲击件^[61-63]。

这种能量吸收结构的数值分析可采用有限元方法进行(见相关文献[61, 64]及图 6.1-30)。对于参数研究及初步设计而言,只需考虑必要参数的变化及采用简单的方法即可。实验研究表明,薄壁结构的坍塌一般都伴随有局部塑性变形的发展,或多或少地伴随有折叠与褶皱的复杂变形的出现。以此为基础,简单的运动学机制可用于预测不同载荷条件下的简单几何薄壁件的变形特性(见图 6.1-31)。这类简单模型所需的计算量很少,可获得满意的分析结果,可有效地用于能量吸收系统的初步设计^[65-68],并有可能实现泡沫填充冲击部件的优化设计^[68,69]。

6.1.6 多孔泡沫金属的优化设计

随着对多孔金属(特别是泡沫金属)的力学性能认知的深入,应用于包装、

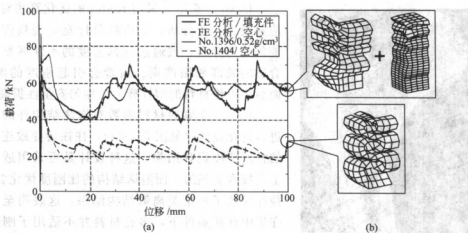


图 6.1-30 空心方管及泡沫填充方管的有限元模拟, 模拟结果与测试结果^[61] (a) 的比较, 以及轴向压缩过程示意图 (b)

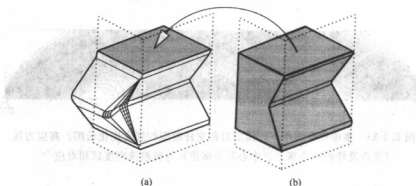


图 6.1-31 空心棱柱 (a) 的变形机制及泡沫

材料核心简单变形过程示意图 (b)

能量吸收及夹层板结构的泡沫构件的设计方法已经取得了很大进展^[1,7,54]。多孔金属的性能与其他材料相比, 突出的优点在于其多功能特性^[70]。而且对于诸如圆柱状夹层类结构, 泡沫金属核芯结构比其他刚性化概念^[71]更为有效。在泡沫金属构件的设计研究中, 常假设泡沫的密度分布是均匀的。

在 6.1.4 节中曾提到, 泡沫金属可通过工艺控制, 使其密度分布呈现多样性及不均匀性, 不均匀性的导入将会获得一些特性。用粉末冶金方法制备泡沫金属时, 可通过选择合适的发泡剂分布和温度、压力等工艺参数, 以控制最终的密度分布。这类梯度功能泡沫材料, 可作为轻型结构空间的填充材料, 其作用类似于人工骨材料, 使高密度区承受高应力 (见图 6.1-32)。Reiter 等人^[72,73]基于骨体在应力条件下的自然适应过程的模拟, 提出了复合材料的优化算法。

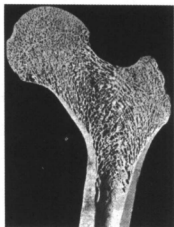


图 6.1-32 典型的人体
腿骨节截面图

Daxner 等人^[74]采用 Reiter 的优化算法对自适应材料进行了分析, 分析的目标是实现局部应变能的均匀分布, 或通过局部密度的不断调整获得合适的局部屈服准则。前者会引起刚度的增加, 而后者可使材料的塑性疲劳的均匀安全性提高。

用泡沫金属的材料参数对泡沫结构件的强度进行优化设计 (见图 6.1-33), 往往会导致连续性的密度梯度设计结果, 这种设计是可采用适当的工艺技术实现的。而泡沫结构的比刚度优化尝试, 往往导致了框架类离散结构结果, 这表明至少是在集中载荷条件下, 多孔材料并不适用于刚度优化结构。Vonach 等人^[75]对泡沫核心夹层板在分散载荷作用下的刚性进行了研究, 得到了平滑的介观密度分布设计结果。

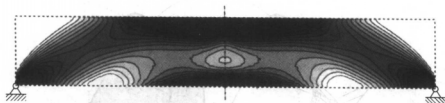


图 6.1-33 集中载荷作用下, 固定对称支杆模型的强度优化云图。高应力区
(支点及杆的中心靠上、中心靠下部位) 与高泡沫密度区相对应^[74]

6.1.7 展望

目前, 研究多孔材料力学性能的方法很多, 这些方法的采用使人们对材料性能的理解和认知程度不断提高。

微观结构模型已由 2D 向 3D 方向发展, 并正将成功的平面模型分析向 3D 领域扩展。这一过程将随着计算机硬件及软件的不断发展而加速进行。因此, 可以预见在不远的将来, 能够更好地体现 3D 微观几何体 (尤其是开孔泡沫) 特性的微观结构模型模拟分析将得以实现。更大、更复杂的 3D 微观结构模型及模拟将能够提供多向载荷条件下多孔金属特性的更准确和精细的描述。在此基础上, 结合多向载荷条件下的实验研究, 可以使人们对多孔宏观模型的内在现象有新的认识, 并获得更精确的本构理论。

对于多孔金属的工程应用潜能及其相关的、具有挑战性的研究而言, 可以预见, 上面所讨论的各种尺度范围的材料模拟研究, 在未来的许多年内, 仍将是一

块丰饶和富有成果的研究领地。

致谢

本文的许多文献资料都来源于 Brite/EURAM 计划的“EAMLIFe”项目(BE96-3605), 非常感谢欧盟委员会对该项目的大力资助。感谢德国凯撒斯劳滕 Institute für Verbundwerkstoffe(IVW), 尤其感谢 Ralf Denzer 先生的通力合作, 是他提供了 2000 年二月维也纳“金属泡沫会议”合作论文^[32]的发言摘要。最后, 衷心地感谢材料科学研究院及维也纳科技大学, 感谢他们所提供的信息及所参与的许多有价值的讨论。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, Pergamon Press, Oxford, 1988
- 2 L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, 2nd edn, Cambridge University Press, UK 1997
- 3 D. Weaire, M. A. Fortes, Adv. Phys. 1994, 43, 685~738
- 4 L. J. Gibson, Ann. Rev. Mater. Sci. 2000, 30, 191~227
- 5 P. Ponte Castañeda, P. Suquet, in Advances in Applied Mechanics 34, E. van der Giessen, T. Y. Wu (eds), Academic Press, New York 1998, p. 171~302
- 6 S. Torquato, L. V. Gibiansky, M. J. Silva, L. J. Gibson, Int. J. Mech. Sci. 1998, 40, 71~82
- 7 L. J. Gibson, Mater. Sci. Engng. 1989, A110, 1~36
- 8 M. F. Ashby, C. J. Seymour, D. Cebon, in Proc. Metallschäume, J. Banhart (ed.), MIT Verlag, Bremen 1997, p. 199~216
- 9 J. Zhang, M. F. Ashby, Int. J. Mech. Sci. 1992, 34, 491~509
- 10 E. W. Andrews, L. J. Gibson, M. F. Ashby, Acta Mater. 1999, 47, 2853~2863
- 11 J. L. Grenestedt, Int. J. Sol. Struct. 1999, 36, 1471~1501
- 12 R. M. Christensen, Int. J. Sol. Struct. 2000, 37, 93~104
- 13 H. X. Zhu, J. F. Knott, N. J. Mills, J. Mech. Phys. Sol. 1997, 45, 319~343
- 14 H. X. Zhu, N. J. Mills, J. F. Knott, J. Mech. Phys. Sol. 1997, 45, 1875~1904
- 15 N. J. Mills, H. X. Zhu, J. Mech. Phys. Sol. 1999, 47, 669~695
- 16 J. L. Grenestedt, J. Mech. Phys. Sol. 1998, 46, 29~50
- 17 C. Chen, T. J. Lu, N. A. Fleck, J. Mech. Phys. Sol. 1999, 47, 2235~2272
- 18 S. P. Santosa, T. Wierzbicki, J. Mech. Phys. Sol. 1998, 46, 645~669
- 19 S. D. Papka, S. Kyriakides, J. Mech. Phys. Sol. 1994, 42, 1499~1532
- 20 Z. Hashin, J. Appl. Mech. 1983, 50, 481~505
- 21 S. D. Papka, S. Kyriakides, Acta Mater. 1998, 46, 2765~2776
- 22 A. E. Simone, L. J. Gibson, Acta Mater. 1998, 46, 3929~3935
- 23 J. L. Grenestedt, K. Tanaka, Scr. Mater. 1999, 40, 71~77
- 24 A. E. Simone, L. J. Gibson, Acta Mater. 1998, 46, 2139~2150
- 25 G. Schaffner, X. D. E. Guo, M. J. Silva, L. J. Gibson, Int. J. Mech. Sci. 2000, 42, 645~656
- 26 C. Chen, T. J. Lu, N. A. Fleck, Int. J. Mech. Sci. 2001, 43, 487~504
- 27 M. J. Silva, L. J. Gibson, Int. J. Mech. Sci. 1997, 39, 549~563
- 28 O. Prakash, P. Bichebois, Y. Bréchet, F. Louchet, J. D. Embury, Phil. Mag. 1996, A73, 739~751

- 29 T. Daxner, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 283~288
- 30 M. J. Silva, S. C. Hayes, L. J. Gibson, *Int. J. Mech. Sci.* 1995, 37, 1161~1177
- 31 T. J. Lu, C. Chen, *Acta Mater.* 1999, 47, 1469~1485
- 32 T. Daxner, R. Denzer, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, M. Maier, *Mater. -wiss. Werkstofftechn.* 2000, 31, 447~450
- 33 R. E. Williams, *Science* 1968, 161, 276~277
- 34 W. E. Warren, A. M. Kraynik, *J. Appl. Mech.* 1997, 64, 787~794
- 35 A. Ableidinger, "Some Aspects of the Fracture Behavior of Metal Foams", Diploma Thesis, Vienna University of Technology, Vienna 2000
- 36 J. L. Grenestedt, F. Bassinet, *Int. J. Mech. Sci.* 2000, 42, 1327~1338
- 37 V. Shulmeister, M. W. D. Van der Burg, E. Van der Giessen, R. Marissen, *Mech. Mater.* 1998, 30, 125~140
- 38 H. X. Zhu, J. R. Hoddell, A. H. Windle, *Acta Mater.* 2000, 48, 4893~4900
- 39 A. M. Kraynik, M. K. Nielsen, D. A. Reinelt, W. E. Warren, in *Foams and Emulsions*, J. F. Sadoc, N. Rivier (eds), Kluwer, Dordrecht 1999
- 40 R. Denzer, M. Maier, in *Proc. ECCM 99*, Munich 1999
- 41 S. J. Hollister, J. M. Brennan, N. Kikuchi, *J. Biomech.* 1994, 27, 433~444
- 42 R. Müller, P. Rüeggsegger, *J. Med. Engng. Phys.* 1995, 17, 126~133
- 43 E. Maire, F. Wattebled, J. Y. Buffière, G. Peix, in *Metal Matrix Composites and Metallic Foams*, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley-VCH, Weinheim 2000, p. 68~73
- 44 H. X. Zhu, J. R. Hoddell, A. H. Windle, *J. Mech. Phys. Sol.* 2001, 49, 857~870
- 45 X. E. Guo, L. J. Gibson, *Int. J. Mech. Sci.* 1999, 41, 85~105
- 46 J. M. Albuquerque, M. Fátima Vaz, M. A. Fortes, *Ser. Mater.* 1999, 41, 167~174
- 47 V. S. Deshpande, N. A. Fleck, *J. Mech. Phys. Sol.* 2000, 48, 1253~1283
- 48 ABAQUS Theory Manual Version 5.8 (section 4.4.6), Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., Pawtucket 1998
- 49 J. Y. Chen, Y. Huang, M. Ortiz, *J. Mech. Phys. Sol.* 1998, 46, 789~828
- 50 F. G. Rammerstorfer, H. J. Böhm, in *Computational Mechanics for the Twenty-First Century*, B. H. V. Topping (ed), Saxe-Coburg Publications, Edinburgh 2000, p. 145~164
- 51 V. P. W. Shim, B. Y. Tay, W. J. Stronge, *J. Engng. Mater. Technol.* 1990, 112, 398~405
- 52 R. Gradingner, F. G. Rammerstorfer, *Acta Mater.* 1999, 47, 143~148
- 53 T. Daxner, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, *Comput. Mater. Sci.* 1999, 16, 61~69
- 54 M. F. Ashby, A. G. Evans, J. W. Hutchinson, N. A. Fleck, *Metal Foams: A Design Guide*, Technical Report CUED/C-MICROMECH/TR. 3, Dept. of Engineering, Cambridge University, Cambridge 1998
- 55 C. Chen, Manual for a UMAT User Subroutine, Technical Report CUED/C-MICROMECH/TR. 4, Dept. of Engineering, Cambridge University, Cambridge 1998
- 56 H. L. Schreyer, Q. H. Zuo, A. K. Maji, *J. Engng. Mech.* 1994, 120, 1913~1930
- 57 W. Ehlers, A. Droste, *Techn. Mech.* 1999, 19, 341~350
- 58 R. E. Miller, *Int. J. Mech. Sci.* 2000, 42, 729~754
- 59 G. Gioux, T. M. McCormack, L. J. Gibson, *Int. J. Mech. Sci.* 2000, 42, 1097~1117
- 60 J. Schluppkotten, R. Paßmann, C. Cheng, M. Maier, in *ABAQUS-Anwendertreffen 1999*, ABA-COM, Aachen 1999
- 61 M. Seitzberger, F. G. Rammerstorfer, H. P. Degischer, R. Gradingner, *Acta Mech.* 1997, 125, 93~105
- 62 A. G. Hanssen, M. Langseth, O. S. Hopperstad, *Int. J. Mech. Sci.* 1999, 41, 967~993

- 63 M. Seitzberger, F. G. Rammerstorfer, R. Grading, H. P. Degischer, M. Blaimschein, C. Walch, Int. J. Sol. Struct. 2000, 37, 4125~4147
- 64 S. Santosa, T. Wierzbicki, Comput. Struct. 1998, 68, 343~367
- 65 W. Abramowicz, T. Wierzbicki, Int. J. Mech. Sci. 1988, 30, 263~271
- 66 S. Santosa, T. Wierzbicki, Int. J. Mech. Sci. 1999, 41, 995~1019
- 67 M. Seitzberger, S. Willminger, in Proc. ICRASH 2000, E. C. Chirwa, D. Otte (eds), Bolton Institute, Bolton 2000, p. 458~469
- 68 Crash Cad. Impact Design, Europe, Inc., Michalowice, Poland
- 69 A. G. Hanssen, M. Langseth, O. S. Hopperstad, Int. J. Mech. Sci. 2001, 43, 153~176
- 70 A. G. Evans, J. W. Hutchinson, M. F. Ashby, Prog. Mater. Sci. 1999, 43, 171~221
- 71 J. W. Hutchinson, M. Y. He, Int. J. Sol. Struct. 2000, 37, 6777~6794
- 72 T. Reiter, F. G. Rammerstorfer, in Optimal Design with Advanced Materials, P. Pedersen (ed), Elsevier, Amsterdam 1993, p. 25~36
- 73 T. J. Reiter, Functional Adaptation of Bone and Application in Optimal Structural Design. VDI Fortschrittsberichte, Reihe 17, Nr. 145, VDI-Verlag, Düsseldorf 1996
- 74 T. Daxner, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, Mater. Sci. Technol. 2000, 16, 935~939
- 75 W. K. Vonach, T. Daxner, F. G. Rammerstorfer, in Sandwich Construction 5, H. R. Meyer-Piening, D. Zenkert (eds), EMAS, Solihull 2000, p. 291~300

6.2 真实多孔结构的介观模拟

B. Foroughi, B. Kriszt 和 H. P. Degischer

6.2.1 简介

多孔材料的性能已在第5章进行了描述。多孔材料能成功地实现工业应用,其前提是必须具有能预测多孔材料力学性能的可靠的设计方法。

多孔金属质量分布的离散性导致了其性能的不连续。为确定高孔隙率多孔固体在外力作用下的响应,可用网状的柱体(开孔泡沫)或壳体(闭孔泡沫)对多孔结构进行模型描述,并采用有限元或边界元数值方法进行分析。但真实泡沫金属的3D多孔结构(见第4章)分析,所需计算费用太高,很难轻易地得到解决。

另外,可采用连续性模型来近似地描述多孔结构。在一些理论研究^[1]中就采用了这样的处理方法,按照这种方法,多孔结构在比典型微观结构大得多的样品或构件范围内都是均质的。

理论研究^[1]表明,理想均质泡沫的结构特性可用参数 $\bar{\rho}$ 来衡量。在“计算模型”关系中, $\bar{\rho}$ 是泡沫的相对密度, n 是取决于孔壁变形机制的常数。例如,低相对密度($\bar{\rho} \leq 0.1$)的开孔泡沫其弹性模量取决于孔棱的弯曲度及 $\bar{\rho}^2$ 的大小;高相对密度($0.1 \leq \bar{\rho} \leq 0.3$)时,需要考虑孔棱的剪切及轴向变形的作用^[2]。对

计算模型的修正研究表明, 这些作用对开孔泡沫弹性区性能的影响较小, 图 6.2-1 示出了对中等密度泡沫计算模型的预测及修正。对于闭孔泡沫, 孔棱的弯曲往往伴随着孔壁的伸展, 可用附加的线性项加以描述。闭孔泡沫的理论弹性模量可表示为^[1]:

$$E/E_s = C_1(\phi\bar{\rho})^2 + C_2(1-\phi)\bar{\rho} \quad (1)$$

式中, E_s 是孔棱和孔壁材料的弹性模量; ϕ 是孔棱所占的体积分数; $1-\phi$ 为孔壁的体积分数。低密度开孔泡沫的单向压缩(平台)强度 σ 用 $\bar{\rho}^{3/2}$ 来衡量, 在相对较高的密度区域, 则需考虑孔棱的厚度及连接区域的大小^[2]。

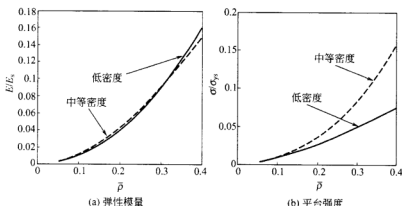


图 6.2-1 中等密度计算模型的修正

中等介观密度计算模型的修正值与预测值的差别很大 [如图 6.2-1 (b) 所示]。闭孔泡沫的平台强度理论值可用孔壁的拉伸作用修正为:

$$\sigma/\sigma_s = C_3(\phi\bar{\rho})^{3/2} + C_4(1-\phi)\bar{\rho} \quad (2)$$

式中, σ_s 表示实体材料的屈服应力; $C_1 \sim C_4$ 是取决于孔结构的常数^[1]。这些方程描述了均匀连续化假想材料的特性。在本研究中, 我们感兴趣的是密度的局部变化以及比典型微观尺度范围稍大的决定性区域, 并通过介观窗口 [平均体积, 无限介质中最具代表性体积单元 (RVE)] 来实现。介观尺度的力学性能无法惟一地确定, 而是取决于平均体积的基本的或固有的边界条件, 同时也限制了材料的性能范围^[3]。材料的性能范围随介观尺度的增大或边界条件对平均体积作用的降低而缩小。另外, 在介观尺度内, 相对密度可以定义为无变形、不受力的参考构形中某一点 X 的函数: $\bar{\rho} = \bar{\rho}(X)$, 由此实现了对泡沫试样中非均匀质量分布的描述。有关泡沫金属质量非均匀或梯度分布特性的研究并不多。Beals 和 Thomson 的研究得出了密度梯度对 Alcan 铝泡沫压缩性能有很大影响的结论^[4]。Huschka 等人对不同密度层泡沫材料的性能也进行了研究^[5]。Gradinger 和 Rammerstorfer 设计了可以分析承载方向上密度梯度作用的一维模型^[6], 并就一

维非均匀化对应力应变特性及泡沫铝的冲击能量吸收作用进行了研究。Daxner 等人把这种模型扩展为二维模型^[7], 在该二维模型中, 材料可用与非线性弹簧及刚性横桥相连的质量点的排列来描述。

用 X 射线层析摄影 (XCT) 可揭示泡沫金属的三维不均匀质量分布特性^[8,9]。文献 [10~12] 中研究了不均匀介观缺陷分布对泡沫金属的变形、弹性及塑性性能的影响。

泡沫金属的孔、孔接点及孔壁分布的不均匀性主要是在制造过程产生的。图 5.2-2 中, 对两种铝泡沫 (Alporas 及 Alulight 泡沫铝) 试样的单向压缩平台应力实验结果与计算模型 [等式 (2)] 的计算结果进行了比较。Alporas^[13] 及 Alulight 泡沫铝^[14] 分别用两种不同的制备方法获得。Alporas 材料的计算结果与实验结果的相符性优于 Alulight 泡沫样品, 这种现象可用多孔结构的质量分布来加以解释: Alporas 泡沫的结构较为均匀, 而 Alulight 泡沫材料的局部密度变化很大^[9]。

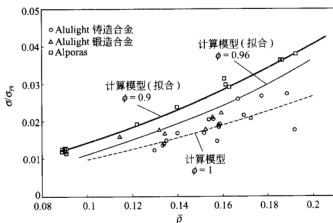


图 6.2-2 Alporas 泡沫铝及 Alulight 泡沫铝样品平台强度的测量值和计算值的比较, 平台强度用孔壁材料的屈服应力进行了归一化处理

采用有限元方法, 可模拟局部质量分布对多孔材料性能的影响。有三种本构模型可用于模拟单元的塑性变形: 经典的 J2 塑性模型、可变形泡沫模型 (Crushable foam model) 及简单自相似模型。模拟结果表明, 不均匀的密度分布会导致泡沫中局部塑性应变的产生。该局部塑性应变可用材料性能测试中泡沫结构的变化情况进行比较和验证。另外, 还可利用有限元方法对不均匀分布对泡沫的弹性模量及平台强度的影响进行了研究。

6.2.2 三维介观模型

密度图像法可用于介观尺度上三维连续密度分布的近似描述。由 XCT 记录

的密度在平均体积中进行均匀化处理。平均体积的大小规定了多孔介观结构均匀化范围的大小。通过平均体积的重叠处理可把连续密度分布提高到 XCT 数据的分辨率水平上。在 4.3 节及文献 [8, 10] 中对密度图像法进行了详细的解释。在 6.2.4 节中还将讨论平均体积大小 (AVS) 对介观模型分析结果的影响。

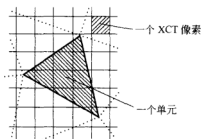


图 6.2-3 XCT 像素与三角形单元的重叠示意图

对已取得非均匀连续体可用 FE 方法进行分析, 每一单元的平均密度可通过该单元内 XCT 像素密度图像的平均值获得 (图 6.2-3 为二维 XCT 像素与三角形单元的重叠示意图), 接下来可把非均匀结构描述为多子域问题进行分析。材料性能 (弹性模量、弹性泊松比及塑性平台强度) 取决于每一单元的相对密度。一般情况下, 每一单元的力学性能是不同于其相邻单元的。材料性能的高度变化性使模拟分析复杂化。为克服这一困难, 相对密度范围

$[\bar{\rho}_{\min}, \bar{\rho}_{\max}]$ 被分为了 N 个区间, 相对密度位于 $i(\bar{\rho}^{FE}[\bar{\rho}_i, \bar{\rho}_{i+1}])$ 范围内的所有单元形成了 Ω_i 子区 ($i=1, 2, \dots, N$)。这样, 材料就由 N 个子区所组成, 其中每个子区都假设为均质且各向同性的, 它们的力学性能取决于该子区间内单元相对密度的平均值。

尽管每一个子区间内的力学性能都被假设为常数, 但子区间之间的界面是不连续的。边界条件的不同会导致子区间内载荷条件的改变 (偏离单向载荷条件), 甚至是在单向压缩情况下也是如此。因此, 一般的本构方程仅可用于描述各子区间内的弹性及塑性变形。

6.2.2.1 弹性范围

一般用虎克定律来计算材料的线弹性应变张量, 其形式如下:

$$\epsilon'_i = S_{ij} \sigma_j, \quad i, j=1, 2, \dots, 6 \quad (3)$$

式中, ϵ'_i , σ_j 分别表示弹性应变和应力张量; S_{ij} 为系数矩阵, 该矩阵可用一组模量, 即两个彼此独立的模量描述均匀的各向同性材料, 此处采用的是杨氏模量及泊松比。假设材料的性能与闭孔泡沫的相同, 则每个子区的杨氏模量可按计算模型 [方程 (1)] 得到, 但其中的体积百分比 ϕ 需要通过实验获得。

弹性泊松比一般设为 0.35, 虽未经实验证明, 但规则的多孔结构 (Kelvin 孔) 的计算模拟结果表明, 0.35 是一个可靠的数据^[15]。

6.2.2.2 塑性范围

线弹性受屈服极限的限制, 塑性屈服是韧性金属“破坏”的常见方式, 并可

用与增量率相关的塑性理论描述。根据这一理论,当应力达到某一值时,弹性理论就不再适用。我们已知材料在屈服面内是弹性的,而在屈服面上可发生塑性变形。目前已建立了多种模型用于描述均质化多孔材料的屈服面^[16~18],这里主要讨论三种模型:经典 J2 塑性模型^[19]、可变形泡沫模型^[20]及简单自相似模型^[16]。

(1) 经典 J2 塑性模型

经典 J2 塑性模型是最简单及研究金属塑性变形最常用的一种模型。这个模型的屈服面可表示为:

$$f = \sigma_e - Y = 0 \quad (4)$$

式中, Y 是材料载单向载荷条件下的屈服强度; σ_e 是 von Mises 等效应力, 该应力可定义为:

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \quad (5)$$

式中, s_{ij} 为应力偏张量。该屈服面与平均应力无关, 这种材料仅受静水载荷作用时不会失效, 并且当相关的流动规则确定后, 材料是不可压缩的 (ϵ_{vol}^p)^[19]。由于多孔材料的塑性可压缩性, J2 塑性模型仅能用于小应变下泡沫的力学性能的估计, 并可用于局部变形带开始形成位置的确定。严格地说, J2 塑性模型并不适于描述多向载荷条件下泡沫的塑性变形, 但在界面的作用比较小时, 以及在不均匀材料的单向压力条件下, 此模型还是能够得到合理的结果。因此, 该模型可对单向载荷下泡沫材料性能进行校验。这里我们假设每个子区间都是线弹性及理想塑性的。可用修正后的中等密度计算模型 [方程 (2)] 得出每个子区的平台应力, 体积百分率 ϕ 与预测弹性模量时所用的值相同。

(2) 可变形泡沫模型

ABAQUS^[20] 提供了一种模拟多孔结构塑性变形的模型。与 J2 塑性模型相比, 这种模型具有以下两个优点: 具有模拟体积塑性变形的能力, 以及模拟材料在拉伸与压缩时不同力学响应的能力。注意在拉伸条件下的孔壁破裂, 其结果是多孔结构承受拉伸的能力比承受压缩的小, 但该模型已考虑了这一点。这里, 用 (平均) 压应力椭圆相关的偏量的应力不变形式定义屈服面:

$$f = \left[\left(\frac{p_t - p_c}{2} + p \right)^2 + \left(\frac{t}{M} \right)^2 \right]^{1/2} - \frac{p_t + p_c}{2} = 0 \quad (6a)$$

其中:

$$t = \frac{1}{2} \sigma_e \left[1 + \frac{1}{K} - \left(1 - \frac{1}{K} \right) \left(\frac{r}{\sigma_e} \right)^3 \right] \quad (6b)$$

式中, p_c 和 p_t 分别为静水压缩和拉伸条件下的材料强度; M 是由 p_t 和初始屈服强度所决定的临界状态线的斜率 (初始屈服强度在单向载荷 Y 以及初始静水压缩强度 p_{c0} 条件下获得); K 是偏平面中决定屈服面形状的材料参数 [见图

6.2-4 (a)]； r 是应力偏量 s_{ij} 的第三偏不变量。

屈服面如图 6.2-4 (b) 所示，本构模型采用了非关联流动假设，流动能 g 用静水压力和有效应力偏量的形式定义如下：

$$g = \sqrt{\frac{9}{2} p^2 + \sigma_e^2} \quad (7)$$

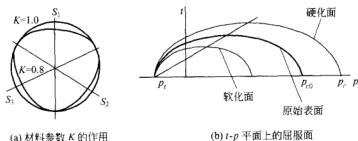


图 6.2-4 可变形泡沫模型

流动能 (g) 使塑性泊松比为零，这意味着任意方向的载荷都不能引起在其正交方向上的变形。该结论与泡沫金属的实验结果并不总是一致，尤其是相对密度较高的材料^[16]。这就是可变形泡沫模型描述泡沫金属塑性变形的局限性。模型的另外一个局限是需要实验结果对模型进行校准。材料的硬化/软化响应可用静水压压缩强度 p_c 的值控制。换句话说，材料的收缩或膨胀，可由图 6.2-4 (b) 中所示的屈服面形状的变化来模拟，并用材料的静水压测试实验进行校准。假定任何塑性变形时 p_c 都不变。一般情况下，我们如下定义压力 p_c 与总的塑性体积应变 ϵ_{vol}^{pl} ：

(a) 平台区：

$$p_c = k_1 \epsilon_{vol}^{pl} + p_{c0} \quad \epsilon_{vol}^{pl} \leq \epsilon^D \quad (8a)$$

(b) 致密化区：

$$p_c = k_2 e^{a \epsilon_{vol}^{pl}} \quad \epsilon^D \leq \epsilon_{vol}^{pl} \quad (8b)$$

其中， k_1 、 k_2 及 a 是仅与相对密度有关的材料参数，可通过静水压压缩实验的 $p-\epsilon$ 曲线获得。调整参数 ϵ^D (致密化应变)，以保证函数 $p_c(\epsilon_{vol}^{pl})$ 从区域 (a) 到区域 (b) 的连续性。

(3) 简易自相似模型

该模型由 Deshpande 和 Fleck^[16] 提出。他们假定，材料硬化是单向压缩的直接反应。因此，该模型能准确地预测均质材料受单向载荷的压缩性能。但多向承载的分析结果与实验结果并不一致。

非均质材料单向承载时，界面力引起子区内的多向载荷，导致材料模型预测材料性能产生偏差。这种偏差取决于泡沫样品的非均质化程度 (最大和最小密度

差)及子区的形状。模型的本构关系可将实际泡沫样品作为非均质材料来模拟其单向压缩(包括平台区和致密化区)性能。出于这一目的,应指定每个子区的单向承载硬化性(从变形开始到完全致密化),这就要求均质多孔结构的应力-应变响应在整个密度范围内都是相对密度的函数。在此,我们介绍一种材料模型,其目的是为了详细说明各向同性均质泡沫金属的“Cauchy 应力-真塑性应变”特性。

这种模型假设理想均质多孔结构在平台区的硬化响应仅仅取决于孔壁材料的加工硬化。然而,平台区的硬化效应很小,所以均匀泡沫在平台区没有硬化。在致密化区,位置相对的孔变形后接触在一起,而且孔壁自身被压缩,使应力-应变曲线迅速上升。该硬化特性需通过实验数据获得,因为目前还没有可用的致密化区硬化特性的稳定物理模型。因此,材料模型定义如下:

(a) 平台区:

$$\sigma_{\text{实际}} = \sigma \quad \epsilon_{\text{实际}}^{\text{pl}} \leq \epsilon_{\text{实际}}^{\text{D}} \quad (9a)$$

(b) 致密区:

$$\sigma_{\text{实际}} = c e^{d \epsilon_{\text{实际}}^{\text{pl}}} \quad \epsilon_{\text{实际}}^{\text{D}} \leq \epsilon_{\text{实际}}^{\text{pl}} \quad (9b)$$

其中, σ 是用计算模型 [方程 (2)] 确定的均质材料的压缩强度,材料参数 d 以及致密化应变 $\epsilon_{\text{实际}}^{\text{D}}$ 可以通过试验数据获得。另外,参数 c 的确定应保证平台区到致密化区的连续过渡:

$$c = \sigma e^{-d \epsilon_{\text{实际}}^{\text{D}}} \quad (10)$$

6.2.3 单向压缩模拟

上述现有模型可用来模拟材料的单向压缩过程。压缩样品为长方形柱体,其尺寸为 $20\text{mm} \times 20\text{mm} \times 40\text{mm}$,用 ABAQUS/Standard 计算场变量(位移、应变、应力),采用八结点的三维 C3D8(连续体)单元描述子区,这种单元的结点有三个自由度(DOFs),但没有旋转自由度。选择的边界条件应满足单向压缩条件,为此,用夹具固定一个平面(底面),该平面上所有的结点都固定不动(x , y , z 方向的平移都为零)。实际上,由于摩擦的影响,夹具固定的样品侧面的平移都可忽略不计。样品上表面结点侧向上(x 向和 y 向)的位移也为零,轴向位移随载荷而定。

6.2.3.1 变形带

压缩实验表明,不均匀密度分布会引起局部变形及变形带的形成^[11,12]。图 6.2-5 为数码相机记录的 0 和 4% 公称应变时 Alulight 样品的侧面照片,该样品的平均密度为 350kg/m^3 ,图中用箭头标示出了变形的孔,可以看到由变形孔形

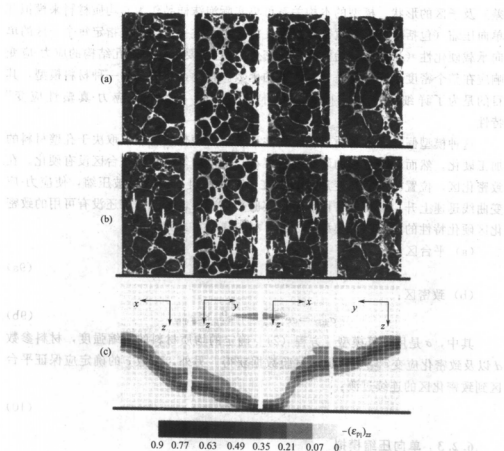


图 6.2-5 Alulight 泡沫铝 (相对密度为 0.13) 的表面形貌
 (a) 变形前的形貌; (b) 4% 公称应变时的结构图, 用箭头表示出了变形的孔;
 (c) 4% 公称应变时的模拟结果图, 可以看到屈服及初始的变形带
 成的变形带。包围一个 XCT 三维像素 (voxel)、以便均匀化密度的平均体积的边长为 6.4mm (11 个二维像素, 11 pixels), 所选择的单元边长是 CT 二维像素大小的 3 倍。为分析不均匀性的影响, 样品被分成九个子区。这些子区的密度分别为: 220kg/m^3 、 240kg/m^3 、 260kg/m^3 、 280kg/m^3 、 330kg/m^3 、 400kg/m^3 、 500kg/m^3 、 620kg/m^3 及 720kg/m^3 。图 6.2-5 (c) 为 4% 的公称应变时承载方向上的塑性应变模拟结果。

实验观察到的变形带位置与模拟获得的变形带位置非常一致。用可变形泡沫模型模拟了变形带的致密化及第二变形带的形成过程 (见彩图 6.2-6)。对 Alulight 样品的大变形过程, 用自相似模型进行了模拟, 其结果如彩图 6.2-7 所示。

应注意的是,连续体的场变量(如应力、应变和位移)参数虽然可以计算出来,但它们都是平均值,而不能作为表征孔壁变形的微现场变量参数。

6.2.3.2 力学性能

图 6.2-8 是模拟获得的典型 Alporas 泡沫的应力-应变曲线,模拟时采用了上述简单自相似模型描述单向承载时的硬化特性。尽管在平台区内假设子区没有应变硬化,但整个样品的性能却表现出了硬化现象,这与实验测量结果很相符。其原因是:子区或子区内的某些单元的大变形引起了局部的致密化,致密化使应力迅速增长,导致在平台区整个样品出现缓慢硬化现象。随着致密化单元数量 m 的增加,应力-应变曲线的斜率迅速增加。方程(9)中的材料参数可通过测量得到,并在该模拟中有如下的形式^[21]:

$$\sigma = 0.507 \bar{p}^{1.56}, d = 2.0, \epsilon_{\text{实际}}^D = 1.0 - 2.13 \bar{p} \quad (11)$$

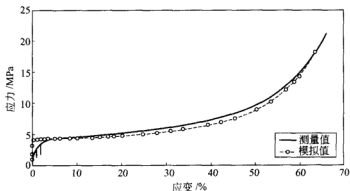


图 6.2-8 典型 Alporas 泡沫的应力-应变曲线测量结果与模拟结果的比较

质量分布的不均匀性对其他力学性能的影响也可用已有的介观模型来进行分析。例如,已模拟出了各种 Alulight 泡沫的杨氏模量及压缩强度。如 6.2.2 节所述,假设 $\phi = 0.94$ ^[22],每个子区的力学性能可由方程(1)及方程(2)得到。图 5.2-9 分别给出了相应的模拟值、测量值及计算模型的计算值。模拟值与测量值相比较,可看出不均匀分布的影响:不均匀分布对弹性模量的影响较小,但对平台强度的影响很大。然而,泡沫的综合性能取决于硬化(高密度子区)或软化(低密度子区)区域的大小及形状,尤其是当软化区域垂直于外部压缩载荷时,平台强度将迅速下降^[10,12]。

6.2.4 讨论

将不同的离散结构转化为近似连续体是模拟研究所面临的最大挑战。不连续的 XCT 数据(微观密度区域)可在一定体积内进行平均化处理。然而,样品的

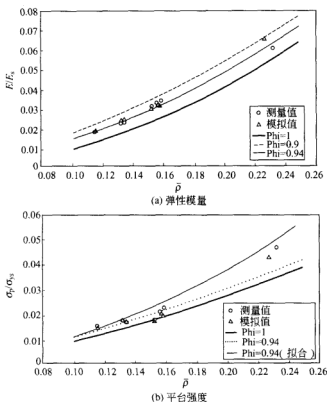


图 6.2-9 泡沫性能的测量结果、模拟（简单自相似模型）结果及计算结果比较

综合性能受 AVS 大小的影响，因此 AVS 应能体现多孔“泡沫”的性能。图 6.2-10 (a) 表示出了 Alulight 泡沫的计算平台强度与平均体积大小的关系。泡沫的平均密度为 419kg/m^3 ，实验测量的平台强度为 3.0MPa ，比平均密度计算模型的计算值约低 12%。测量值与模拟值（介观模型）之间的差异随 AVS[见图 6.2-10 (a)] 的增大而减少。平均体积为 33 像素（33pixels, 19.5mm）时，0.2% 公称应变的相对误差小于 12%，而 4% 的公称应变的相对误差小于 5%（见图 6.2-10）。Andrews 等人^[23]指出，如果泡沫样品尺寸比孔径大 5 倍以上，则其压缩强度可表征材料的平台应力。此处采用的 Alulight 样品的平均孔径约为 3~4mm。因此，如果平均体积的大小约为 19mm 时，就可以忽略边界条件对平均体积的影响，并满足了均质化要求。如果 $\text{AVS}=11$ 个像素（11pixels, 6.4mm），0.2% 应变时的模拟平台应力是测量平台应力的 0.8 倍（误差为 20%），4% 应变时误差减小到 8%。强度的比较，还包括平台应力对应的应变的比较。AVS 对应力-应变曲线的作用如图 6.2-10 (b) 所示，各 AVS 曲线在初始承载阶段显示出较好的一致性，较好地解释了压缩开始段多孔结构的强化现象。

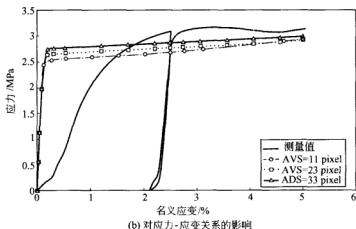
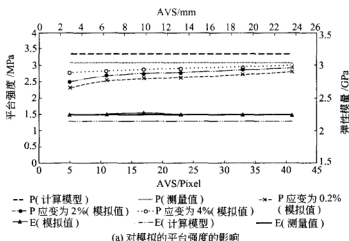


图 6.2-10 平均体积大小 (AVS) 的影响

但无论用什么方法都无法模拟出平台应力的初始载荷。图 6.2-11 表明了随 AVS 的增加所描述密度的变化情况。由图可见, 当 AVS 为 19.5mm(33pixels) 时, 可清楚地分辨密度的不均匀性。然而, 大范围的平均化处理会减小不均匀性的影响。

可用三种本构模型模拟子区的塑性变形。由于 J2 塑性模型的不可压缩性, 它仅仅适用于预测初始变形的位罝。多孔金属的可变形泡沫模型更具准确性, 但必须用静水压缩实验来校准这种模型。采用变形泡沫模型分析不均匀多孔结构的硬化特性时, 还需要材料的静水应力-应变关系曲线与密度的函数关系, 而且实验数据的范围必须包含从变形开始到完全致密化, 以满足模型所要求的材料参数, 见方程 (8)。如果材料参数不足, 会导致结果的偏差, 并可能使有限元分析中断。简单自相似模型^[17]假设均匀多孔金属的硬化, 可由单向压缩

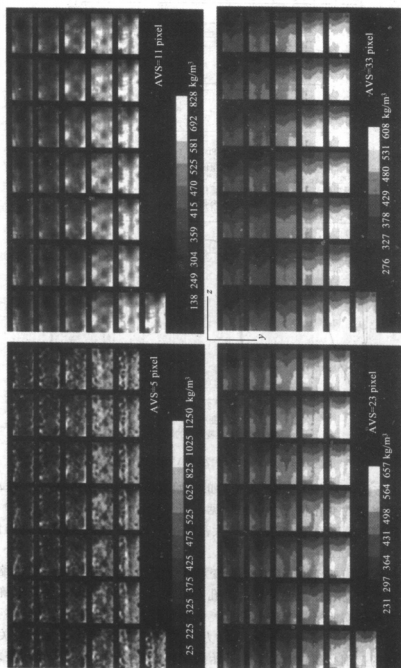


图 6.2-11 平均体积大小 (AVS) 对 XCT 数据 (0.588mm/像素) 密度分布的影响

实验直接给出。用方程(9)可以精确地模拟 Alporas 泡沫的性能,而对于 Alulight 泡沫,则需要通过更多的实验对材料参数进行校验,特别对致密化区更是如此。

6.2.5 结论

在用 CT 数据描述多孔金属质量分布的基础上,介观模型已可用于解释多孔金属的局部变形特性以及计算其力学性能。密度图像法可用于近似描述所研究模型的密度介观连续分布。模拟结果证实了不均匀密度分布与局部塑性应变变形带之间的关系,并可对变形带的形成位置及传播过程进行准确的模拟分析。

书中研究了泡沫金属不均匀密度分布对弹性模量(刚度)及屈服强度产生的影响。不均匀性对弹性模量的影响较小,但却显著地影响其平台强度。Alulight 泡沫平台强度的计算值与测量值之间的差异,是由计算模型参数的不确定性及其各向同性的假设引起的。

参 考 文 献

- 1 L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*, 2nd edn, Cambridge University Press, UK 1997, Chapter 5
- 2 L. J. Gibson, M. F. Ashby, *Proc. R. Soc. Lond.* 1982, A382, 43~59
- 3 M. Ostojczak, *Int. J. Sol. Struct.* 1998, 35, 2429~2455
- 4 J. T. Beals, M. S. Thomson, *J. Mater. Sci.* 1997, 32, 3595~3600
- 5 S. Huschka, S. Hicken, F. J. Arendts, in *Proc. Metallschäume*, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 189~197
- 6 R. Gradinger, F. G. Rammerstorfer, *Acta Mater.* 1999, 47, 143~148
- 7 T. Daxner, H. J. Böhm, F. G. Rammerstorfer, *Comput. Mater. Sci.* 1999, 16, 61~91
- 8 H. P. Degischer, A. Kottar, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 213~220
- 9 A. Kottar, H. P. Degischer, B. Kriszt, *Materwiss. Werkstofftechn.* 2000, 6, 465~469
- 10 B. Kriszt, B. Foroughi, K. Faure, H. P. Degischer, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 241~246
- 11 B. Kriszt, B. Foroughi, A. Kottar, H. P. Degischer, *Proc. Euromat 99*, Vol. 5, Wiley-VCH, Weinheim, 2000, p. 4~82
- 12 B. Kriszt, B. Foroughi, K. Faure, H. P. Degischer, *Mater. Sci. Technol.* 2000, 16, 792~796
- 13 T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara, *Adv. Eng. Mater.* 2000, 2, 179~183
- 14 J. Banhart, J. Baumeister, *J. Mater. Sci.* 1998, 33, 1431~1440
- 15 A. Ableidinger, Thesis, University of Vienna, 2000
- 16 V. S. Deshpande, N. A. Fleck, *J. Mech. Phys. Solids* 2000, 48, 1253~1283
- 17 R. E. Miller, *Int. J. Mech. Sci.* 2000, 42, 729~754
- 18 W. Ehlers, H. Müllerschön, O. Klar, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 255~262
- 19 J. Lubliner, *Plasticity Theory*, Macmillan, New York 1990

- 20 HKS ABAQUS/Standard user manual, Version 5.8, Hibbit Karlsson & Sorensen Inc., Nantucket, RI 1998
- 21 B. Foroughi, Thesis Vienna, University of Technology, Austria 2001
- 22 K. Y. G. McCullough, N. A. Fleck, M. F. Ashby, *Acta Mater.* 1999, 47, 2323~2330
- 23 E. W. Andrews, P. R. Onck, L. J. Gibson, *Int. J. Mech. Sci.* 2001, 43, 701~713

第7章 使用性能和应用

7.1 泡沫金属和泡沫塑料的结构应用范围

C. Haberling

轻质结构对汽车工业来说是非常重要的。对于汽车工业而言,除了风阻和摩擦外,减轻重量也是非常重要的。对每一级别的汽车来说,客户对汽车的安全、舒适、性能和可利用内部空间的需求都在不断地增加,但使用传统方法来满足客户需求必然会引起重量的大大增加,与轻量化的要求相矛盾。减小轴向载荷是汽车工业的重要发展方向。

7.1.1 简介

轻质结构除采用单一材料外,更多的是采用各种各样的复合结构和复合材料。然而,这些材料的采用会导致成本的增加。但更重要的是确保结构的多功能特性^[1]。

对于铝基金属泡沫或塑料泡沫(如环氧树脂泡沫或聚氨酯树脂泡沫),情况也是如此,其多功能性体现在能量吸收、刚度、增强以及吸声等方面^[2]。

7.1.2 潜在的应用范围

多孔材料的潜在应用设想,可追溯到用有限元(FE)分析车身结构应力的早期阶段。考虑到轻质构件的可利用空间和其内在因素,利用本书所述的分析方法及分析结果,可方便地对车身结构的多功能性和实现多功能的方法进行有效的评估。见彩图7.1-1为奥迪A8的车身结构图,车体的许多结构都可用泡沫材料。结构泡沫材料特别适用于中空结构,因为在有限的空间内采用其他处理方法可能会导致成本的增加。车体上可开发的泡沫多功能性应用有大梁、乘客地板的边板、门框和支柱等。

7.1.3 材料性能

结构泡沫材料的使用性能包括密度、压缩强度和弹性模量(见图7.1-2)。由于泡沫材料本身的密度范围、材料类型和可进行的热处理方法都很多,因此,

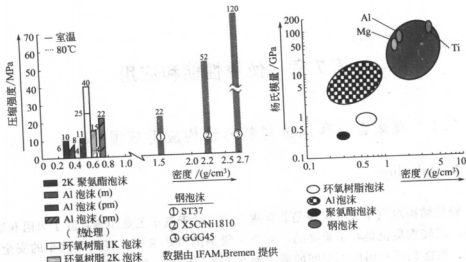


图 7.1-2 结构泡沫的力学性能

泡沫材料是能够满足车结构对材料应力的要求的。特别是，泡沫金属具有较高的弹性模量，而温度低于 80℃ 时相同密度的环氧树脂泡沫则表现出了更高的压缩强度。

7.1.4 主要构件配置

根据轻质结构的构成标准^[3]，可对材料最适合于哪种应力条件进行评估（图 7.1-1）。与实体材料相比，在可利用空间不成问题的条件下，单一泡沫材料的效率并不高。然而，材料在有限空间中的使用，是汽车构件主要配置方法，此时，泡沫与实体材料配合使用，才能显现出其有效性。首先，在拉伸和压缩条件下，所有的泡沫材料都呈现出了许多不同的特性。压缩性能的特征是常载荷作用下的宽广、均匀的平台应变；而在拉力作用下，结构泡沫材料内部变脆且在很低的载荷时就会失效（图 7.1-3）。另外，材料的非均匀区域并不会对单纯轴向载荷下的压应力产生严重的影响（较迟达到最大强度或者应力水平较低），但是如果受力面上存在不均匀区，就可能导致材料的失效，并导致整个材料构件的早期失效（见彩图 7.1-4）。这对承受复杂的应力状态的车体而言是非常危险的，但可通过采用支撑载体结构加以避免。

目前市场上的泡沫材料已用于刚性结构，是中空材料或夹层复合结构的理想填充（夹层）材料（图 7.1-5）。支撑结构的功能是：避免泡沫材料承受大的局部拉伸载荷的作用、将外力传递到泡沫材料上以及在变形过程中起引导作用。在用作吸能材料时，获得支撑物/泡沫系统之间恰当的几何平衡尤为重要。以泡沫材料填充的管状结构的弯曲为例，空管在低载荷下发生变形，当充有泡沫时，其

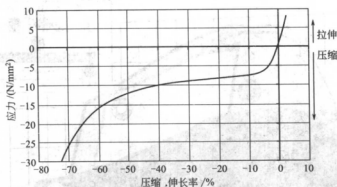


图 7.1-3 多孔金属在压缩及拉伸时的变形行为

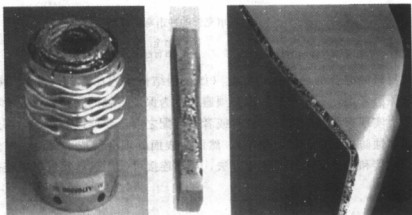


图 7.1-5 泡沫金属与实体金属的混合使用

抗弯阻力明显增加，但同时，在较小变形量时就会失效。这是由于外管承受了过多的局部应力，局部塑性变形受阻，使外管超载并引起了脆性破裂。在泡沫结构中，还可采用部分填充的办法，以节省不受拉力区材料的使用量。用这种方法可减轻重量，同时显著地提高吸能效率（图 7.1-6）。

7.1.5 应用和连接技术

泡沫结构材料的应用和连接技术很多，本质上其有效性取决于泡沫材料与周围或所连接构件的可连接性。这对复合夹层结构之类的泡沫结构是非常重要的。然而，这些要求经常与生产条件如制造公差等条件相冲突。在汽车工业中，有一些其他的因素会影响到中空车身结构的刚性，如必须保证喷涂车间的工艺液体流过车身中空横截面，这样，如果大的中空横截面完全充满泡沫，这个目标就不能实现。为防止腐蚀区的出现，应避免在泡沫材料和基体之间的狭小间隙，特别是

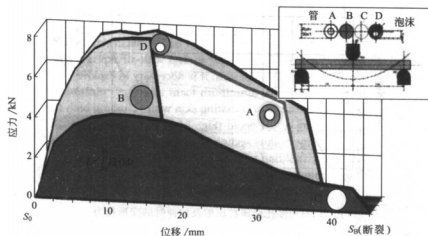


图 7.1-6 泡沫填充管的冲击弯曲变形

■ 无泡沫
 □ 有泡沫, 但中性区无泡沫
 ■ 全泡沫
 ■ 有泡沫, 但拉伸区无泡沫

使用不同材料的混合构件时更是如此（如在钢结构中泡沫铝的应用）。同样地，出于声学原因考虑，不完全接触也必须避免。为保证接触的完整性，或者在整个接触表面上实现永久性的牢固结合；或者在装配之前，要连接的两部分都进行完全的表面腐蚀防护处理（如上涂料）。然而，表面处理会使成本提高。对多孔金属来说，粘接和铸造是可行的连接方法，局部连接可采用热连接或机械连接的方法进行。

7.1.5.1 铸造

泡沫铝可以使用砂模或永久模进行铸造。也可用压铸机进行型模压铸，但压铸机应精确控制，避免金属熔体的压力过高。大多数汽车压铸件的厚度都小于5mm，在这个范围之内，为了解决轻质材料构造的所有问题，应对铝泡沫的最大压力、铸造速度、泡沫外壁厚度、泡沫件密度的相互关系进行深入研究，目标是在最大铸造速度下获得具有最小外壁厚、最小密度的泡沫压铸件，并避免泡沫对型模的渗透和充不满两种情况的发生。这对大型空心断面（如旋转轴承，通常采用失芯重力铸造方法生产，见3.3节）而言是非常重要的。

除了铸造，粘接也是泡沫金属常用的连接方法。在汽车工业中，要求连接处具有足够的连接强度、抗腐蚀和抗老化耐久性。膨胀连接可弥补大的制造公差，并使挤压断面（图7.1-7）的填充成为可能（见3.2节）。

7.1.5.2 热连接工艺

高质量的热连接工艺仅用于同种材料的连接（见3.2节）。泡沫铝可用钎焊

7.1.5.3 机械连接工艺

采用机械连接技术不可能在泡沫部件与结构件之间实现大面积的连接（见 3.2 节）。然而，这种连接法可对大的尺寸公差进行补偿，而且如果采取适当的防腐蚀措施，还可采用混合材料构件。当只能从一个侧面（方向）进行连接时，螺钉连接、铆接以及部件局部卷边都是实用的连接方法。这些局部连接法特别适合于与其他连接技术配合使用。

7.1.5.4 三维夹层件

采用三维夹层预制件是解决连接问题的又一方法。这种结构的典型例子是泡沫铝芯夹层板（AFS）^[4]。泡沫芯与表面板的连接，可通过发泡先驱体与表面板的复合轧制工艺和后续的发泡工艺实现（见 3.4 节）。由于温度超过 500℃ 后发泡过程才开始，这种方法也可用于其他三维夹层结构的制备。夹层板可通过螺钉或焊接的方法与周围的铝结构件相连接。

7.1.5.5 聚合物基多孔材料

热激活发泡是塑料基多孔材料的特征。但其发泡温度较低（150~190℃），可在汽车的生产过程中实现，并且不需增加喷涂处理。另外，发泡时，塑料可与外层结构周围的全部表面相连接，即使有大公差，不需其他的辅助连接措施也能确保整个表面连接的完整性，同时还可避免有腐蚀倾向的缝隙。

7.1.6 有效性

汽车空心结构与泡沫复合结构件的物理性能，包括弯曲、冲击、扭转和轴向应力等，可用简单的测试样品进行检测。虽然增加空心结构的外形尺寸是最有效的轻量构造法，但由于汽车的可使用空间往往有限，因此结构优化设计的基本前提是不能改变结构的外形尺寸。选择 DC-04 钢板制成的封闭点焊帽型结构为测试样品，其中充满密度为 0.55g/cm³ 的 U 形及 O 形铝泡沫或环氧树脂泡沫。所评估的性能有：弯曲刚度或抗弯强度、冲击强度、扭转刚度及扭转强度。测试结果与相同重量但壁厚较大的结构件进行了比较，见图 7.1-9。

7.1.6.1 弯曲和扭转应力

对于 0.9mm 壁厚初始截面的抗弯强度，弹性条件下增加壁厚可提高结构的弯曲力矩，但如果考虑额外重量的增加，这种调整会对结构的轻量因子 $\sigma_{b,elast}/m$ 产生不利的影响。壁厚为 0.85mm 的帽型结构中填入 4mm 厚的 U 形环氧树脂泡沫进行了强化，与未增强的结构相比，其抗弯强度与重量之比（比抗弯强度）提

高了95% (图 7.1-10)。

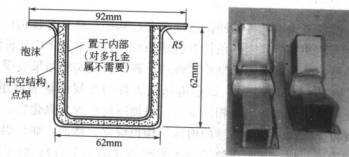


图 7.1-9 刚度及冲击测试样品

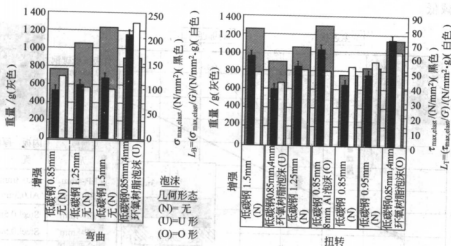


图 7.1-10 泡沫增强试样的弯曲和扭转测试

对于 U 形结构，未强化结构外壁与未强化构件的扭转失效应力大致相同，因此不推荐采用填充增强结构的扭转刚度。另一方面，可采用 O 形结构泡沫插入的方法来提高扭转刚度^[5]，但其有效性小于受弯曲应力时的情况。在不考虑质量因素 ($\tau_{max, elast} / m$) 时，4mm 厚环氧树脂泡沫的强化作用高于无增强初始结构的 20%，采用 8mm 厚的铝泡沫垫（当前生产条件下能获得的泡沫复杂结构的最小厚度）时的扭转刚度与采用同密度 4mm 环氧树脂泡沫时的扭转刚度基本相同。尽管铝泡沫具有更高的弹性模量及大的厚度，但由于技术原因使上下粘接表面减小，所以导致了这样的结果。因此，在这种情况下由于总质量的增加，铝泡沫不适用于轻型结构。同样地，增加非填充增强结构的壁厚以提高扭转刚度的办法也是不可取的，因为壁厚的增加必然引起质量的提高，不具备轻量化的优势。

7.1.6.2 冲击应力

对于空心结构泡沫填充件的冲击强度而言,其优点是具有强化作用和吸能作用,即便是在大的动态弯曲变形条件下也是如此,并可采用FE分析法对这种特性进行精确的模拟分析。对帽形结构部件的计算分析及实验结果表明,当冲击速度为3m/s、冲击力为600kg时,U形泡沫插件件与金属外板表面组成的结构,其失效载荷及能量吸收都两倍于相同重量(增加厚度)的未强化空心结构。同样的结果对环氧树脂泡沫及周边粘接的泡沫结构也成立。然而,如果铝泡沫仅是局部地与外板相连接,那么其强化效果会大大减小(图7.1-11);对于能量吸收在复合体上的传播,也是如此。另外,当泡沫太厚时,考虑到质量因素,其有效性也会减低。

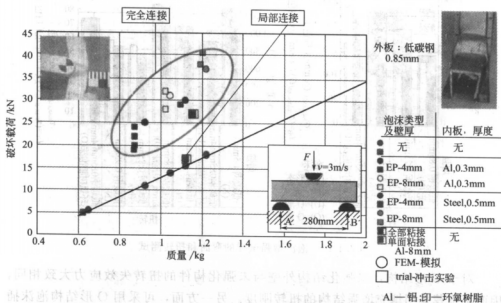


图 7.1-11 空心及泡沫增强结构的冲击弯曲实验

7.1.6.3 轴向载荷

轴向载荷下,不同截面的填充或无填充结构的有效性,可用很多种不同的方法进行研究。常用的空心结构皱褶分析方法同样适用于泡沫结构件,可用于泡沫结构刚性和有效性分析^[6]。此时,关键的因素是皱褶发生时的应力水平,但同时应考虑到附加重量对有效性的影响^[7]。另外,空心结构的有效性可通过改变形状或采用质量很轻的复合纤维结构(环氧树脂基的碳/芳香尼龙纤维复合结构)(图7.1-12)进行改善^[2]。

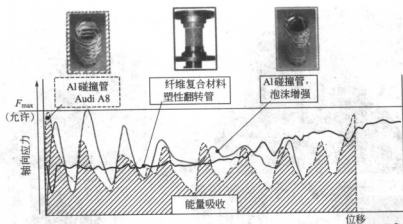


图 7.1-12 不同轴向承载管的应力-位移曲线

7.1.6.4 声学

对不同结构的声学性能进行了测试(参见 3.4.3.1 节),结果表明,大的 AFS 板对低于 500Hz 的声音具有很好的吸收效果^[4],其他泡沫部件也同样具有良好的吸声能力,但只对有限的频率范围起作用;泡沫铝填充的工程支架(见图 7.1-13)也显示出了高的声学性能,但由于泡沫铝的最小厚度为 8mm,所以其质量大于相应的有机材料结构。因此,目前用于汽车制造的闭孔多孔金属的声学性能仅作为一种附属的多功能特性而加以考虑。

7.1.7 展望

在描述材料的成本和效益之间的关系时,要清楚不同交通工具之间的区别所在。汽车制造中的结构泡沫的高性能往往伴随着高成本(图 7.1-14)。在航空业中,其评价标准就有所不同,这种情况下泡沫的性能价格比较高,但与其他材料相比,泡沫的有效性并没有特别的优势^[8]。

到目前为止,尽管铝基多孔金属极有可能应用于汽车制造,但还没有系列化的产品。众所周知,汽车车体大都是以钢铁材料为基础,因此,由于一系列的焊接、公差及腐蚀问题的出现,铝泡沫芯结构的成本还是显得过高了。目前,惟一可应用于汽车结构的泡沫铝,是腐蚀倾向较小的铝结构核芯。对于承受高热应力的结构,如热屏蔽板,金属泡沫由于其最小可生产厚度为 8mm,出于质量的因素考虑,在制作复杂形状结构时,金属泡沫并不适用。但如果考虑到声学性能,金属泡沫与有机绝缘材料相比,还是具有性能和价格上的优势的。

另一方面,基于塑性的泡沫结构材料目前在汽车上已获得大量的应用,其在

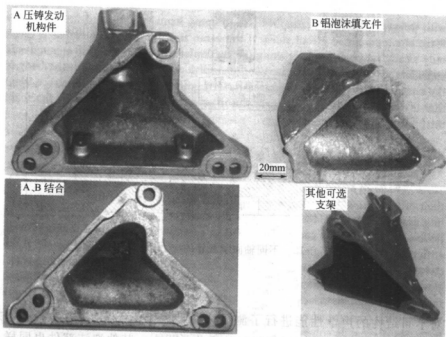


图 7.1-13 具有吸声功能的泡沫铝填充工程支架及其他可选支架

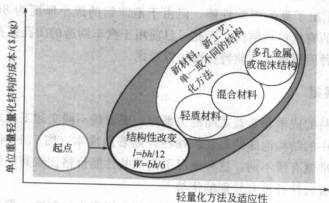


图 7.1-14 泡沫结构轻量化要求与成本的关系

汽车结构上的应用如图 7.1-1 所示。不管怎样，尽管这些材料没有与连接和腐蚀相关的附加成本问题，但就目前的成本形势而言，这些材料的大规模使用还是不现实的。只有当空间限制而没有其他的解决方案时，或者必须采取附加的强化措施时，或者如新的 Audi A4 中附加成本可在其他地方抵消时，才考虑这些材料的应用。

AFS 夹层板也显示出了其潜在的应用价值^[7]。不过，对于这种材料，其系

列产品的生产带来了诸如复合结构的连接等新问题。此外,汽车的设计过程及设计标准必须考虑到 AFS 夹层板的使用,以便从这种材料中获得最大的效率。

对于多孔泡沫金属而言,最重要的一点是其在应用于汽车工业之前,必须改善材料的质量。将多孔泡沫金属用于夹层板或与其他结构混合使用的可能性已经存在。今后重要的发展方向是:开发研究有效的低成本连接技术;开发研究与钢结构混合使用条件下的腐蚀防护技术。另外,应进一步减小可生产泡沫的最小厚度,降低生产成本,提高与聚合物泡沫和其他材料的竞争力。

参 考 文 献

- 1 H. G. Haldenwanger, "Konzeptioneller Leichtbau mit neuen Werkstoffen: Verfahren, ein Zielkonflikt bei der Verifizierung der Entwicklungsprozesse im Karosseriebau", in Proc. Aachener Kolloquium, Fahrzeug und Motortechnik, RWTH Aachen, IKA, VKA, 4~6 Oct 1999
- 2 H. G. Haldenwanger et al., "Leichtbau mit alternativen Werkstoffen und Verfahren" Ingenieur-Werkstoffe 1999, 8 (1)
- 3 B. Lüdge, "Funktionaler Rohkarosserie-Leichtbau", in Proc. Aachener Kolloquium, Fahrzeug und Motortechnik, RWTH Aachen, IKA, VKA, 4~6 Oct 1999
- 4 H. W. Seelinger, "Application Strategies for Aluminum-Foam-Sandwich Parts (AFS)" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999
- 5 T. Wierzbicki et al., "Crush Behaviour of Box Columns filled with Honeycombs or foams" Proc. Fraunhofer USA Metal Foam Symp. 7~8 Oct 1997, Stanton, DW, MIT Publishing, 1997
- 6 H. P. Degischer et al., "On the Non-Destructive Testing of Metal Foams" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999
- 7 Ch. Habering et al., "Aluminum foams for energy absorbing structures under axial loading" Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999
- 8 O. Schultz, R. Schindler, "Aluminiumschaum: Dynamische Festigkeit und Anwendung im Hubschrauber", Materwiss. Werkstofftech. 2000, 6, 511~514

7.2 功能应用

多孔金属材料的应用范围已越来越广泛,对于给定的问题,可根据许多因素来判断多孔金属或泡沫金属是否适用,相关的关键词有:

- 形态:孔类型(开口或闭口),孔隙率,孔的大小,总的内表面积;
- 冶金学:金属,合金或其微观组织结构;
- 加工:泡沫或多孔金属的后处理,如成型、切割、连接、涂层等;
- 经济性:成本,批量生产的可行性。

7.2.1 一般性考虑

首先,多孔金属材料的应用性评估是非常重要的。许多应用场合都要求介质

能够通过多孔材料，这些介质或是液态的或是气态的，这就需要不同开口度的孔类型，从高速流体流动要求的完全开口到承受载荷的结构应用的完全闭口，不同的开口度对应于不同的应用。图 7.2-1 显示了不同应用领域所采用的不同孔类型。通常情况下用“功能型”或是“结构型”表示所需孔的类型，但也存在重叠的部分。

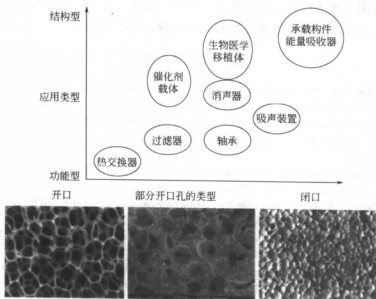


图 7.2-1 多孔金属功能应用或结构应用与其开口度的关系

另外，用何种金属或何种合金制备所需的多孔结构也很重要。承受载荷的结构必须轻，否则就体现不出结构的优越性。因此，常用铝、镁、钛等轻金属来制作多孔金属。对医学应用，首先应考虑钛，因为它能与人体组织相容。不锈钢和钛合金还适于腐蚀介质或高温环境。

最后，必须考虑的是加工和成本问题。应有将泡沫金属加工成所需形状和将其装配入机器和/或汽车中以发挥其功能的相应的配套技术。同时，如果不能以合理的价格制成成品，那么泡沫金属及其制作技术将是无用的。

下面将从“功能”的角度，讨论多孔金属的应用。传统粉末冶金技术制成的多孔金属已有了广泛的用途^[1~3]。因此，只要多孔金属有一定的开孔度，就可发现很多相似的应用。

7.2.2 生物医学移植材料

生物医学应用同时具有结构和功能两方面的含义，因此非常具有挑战性。钛和钴-铬合金因其良好的生物相容性，常被用作假肢或牙科材料（移植或弥补）。

为了保证组织的内生长性,通常的方法是采用热喷涂或其他方法对移植材料进行处理,以获得相同的或另一种具有生物相容性的多孔层^[4]。另一种方法是使用多孔钛合金或钛泡沫,通过调整其密度分布以达到所要求的强度和模量。关于如何才能保证移植体的最大持久性和功能性,并没有一致的意见。其中的一种观点认为,移植牙齿的模量应与鄂骨的模量相匹配。因此,一旦知道泡沫金属模量与其密度的关系,就可容易地制造出模量合适、具有生物相容性、有利于骨头向开口内生长的移植体^[5]。同时,移植材料应达到相应的强度及设计标准。只要骨头能在泡沫镁中生长,泡沫镁就可用于承受一定载荷的生物梯度移植材料,但在重新愈合的后期,泡沫镁应能逐渐被人体所吸收^[4]。

7.2.3 过滤和分离

过滤器有两种类型:

- (1) 过滤分离液体(悬浮液)中的固体颗粒或纤维;
- (2) 过滤分离气体(烟或雾)中的固体或液体颗粒。

第一类过滤器的例子是聚合物熔体的过滤、啤酒中酵母菌去除或是受污染的油的过滤。第二类过滤器的例子是从空气中除去水分和油滴。重要的过滤性能包括:好的过滤能力,有效的颗粒保持力,清洁度,力学性能,抗腐蚀性和成本等。本文描述的一些多孔金属具有的多功能性能组合,是传统粉末冶金多孔材料所不具备的,也是对粉末冶金多孔材料的一个重要的补充和发展(参见2.1.2节,2.3节和2.4节的相关内容)。

7.2.4 热交换器和冷却器

基于铜或铝合金的高导性泡沫能用作热交换器^[6]。在这种情况下,需要采用2.3节和2.4节部分所描述的开口结构材料。气体或液体从泡沫中流过,伴随有热量的导入或引出。调整开孔度,可对压力降进行调整(见图7.2-2)。这样应用的一个例子是小型冷却器,例如微电子装置中的高能分散性计算机芯片和高能电子元件的冷却散热。目前,针片引线阵列是标准的解决方法。泡沫金属或如图7.2-3所示的有序多孔金属,如果其导热性很高且流动阻力低,则它们的散热性能会很好。这两个要求是自相矛盾的,因此,必须进行最优化设计^[7,9,10]。在该给定的例子中,可变的因素是每个支杆的尺寸和其空间排列,致密的排列使导热性提高,但同时也增加了压力降。图7.2-3是散热和压力降的关系图,坐标轴为与尺寸无关的数值坐标,由图可见最佳的优化结果。

开口多孔材料的另一个应用领域是蒸发冷凝。高的比表面积、低的流动阻力、好的热传导性,使它们成为了该领域的强有力的竞争材料。

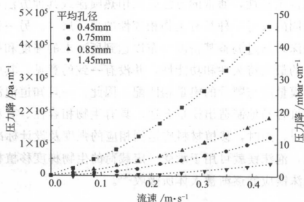
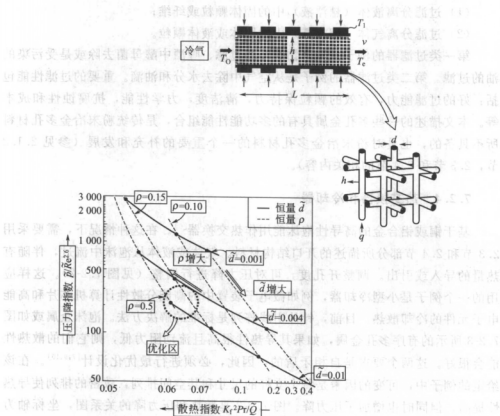
图 7.2-2 图 7.2-1^[8]中部分开口多孔固体的压力降

图 7.2-3 用于高能电子元件的开口多孔结构散热性能,

图示为压力降和热流的优化区

7.2.5 催化剂载体

催化剂的效率取决于催化剂与反应气体或液体之间的接触面积。因此, 催化载体应加工为多孔结构, 如果这种方法行不通, 还可用多孔陶瓷材料类多孔材料作为催化剂的载体。多孔金属在韧性和导热性方面具有优势, 虽然在比面积上可能没有多孔陶瓷材料的高, 但仍然可作为载体的备选材料。有这样一种金属载体概念: 将耐腐蚀的泡沫金属薄板, 用含有催化剂的浆料进行填充 (如用轧制的方法), 然后在高温下进行处理^[11], 使催化剂与载体有很好的结合性, 经过多次热冲击后催化剂也不会从金属泡沫载体中分离出来, 这样的催化装置, 可用于发电厂废气中氮氧化物 NO_x 的处理。

7.2.6 液体的存储和传输

粉末冶金多孔材料最古老的应用之一是自润滑轴承。在此应用中, 油存储在颗粒间的空隙中, 并可慢慢地流出以取代用过的油。本书提到的一些多孔材料也具有同样的功能, 但与传统粉末冶金材料相比其存储量更大。另外, 这种应用应该并不仅仅局限于油: 水能够存储并缓慢地挥发以调节湿度; 香水也可存储并慢慢释放香味; 多孔轧辊能分布保存水和黏合剂; 液体可通过孔的毛细作用进行传输; 恒温下开口度大的金属结构可以用来存储液体 (例如液体的低温存储); 用泡沫减少未装满的罐子中液体的不必要的流动 (“防飞溅”)^[10,12] 等。

7.2.7 液流控制

多孔材料可用来控制液体和气体的流动^[1]。众所周知, 粉末冶金流动阻止器要比传统的微观控制阀更为可靠和准确。由于多孔金属材料开口度范围很宽, 因此, 通过正确地选择多孔金属, 应该可找到更多的应用。金属泡沫已用于作为风洞整流器^[12], 或阀门的流体分配器^[13]。

7.2.8 消声器

用于衰减声音、压力脉冲或机械振动的构件在粉末冶金工业应用中也是常见的^[13]。一定开口度的多孔材料, 当振动经过时, 对一定频率的振动具有吸收作用。例如, 压缩机或气压机械装置中, 压力的突然变化能够用多孔烧结元件进行衰减。出于成本和效益的考虑, 可用 2.3 节所述的铸造泡沫材料或用沉积技术制出的泡沫材料 (见 2.4 节) 取代传统的材料^[13]。



图 7.2-4 各种泡沫消声器

示意图 (直径约为 10cm)

图 7.2-4 为一些消声器的示意图, 这些元件的最大直径约为 10cm。

7.2.9 喷雾器

在一些应用场合中, 要求气体能够匀速且均匀地喷在液体中, 如碳酸饮料, 要求多孔件能产生足够小的气泡, 并满足腐蚀、加热或防震标准。此时, 多孔金属与其他材料如多孔陶瓷相比, 更具优越性。

7.2.10 电池电极

泡沫铅在铅-酸电池中能够代替传统的铅材料而作为活性物质的载体, 这样就可制作非常轻的电极^[14]。含有非常细的氧化铅粉的电化学活性物质, 可填充在泡沫铅的孔隙处, 并在孔隙处与电解质(硫酸)相接触。高导电性的铅泡沫网格使电池的内阻很小。在 2.4 节中提到的泡沫镍已在可充电 NiCd 或 NiMeH 电池中用作电极材料, 可减轻重量并获得高的能量密度^[15~17]。高孔隙率的粉末冶金多孔材料由于其大的比表面积, 也已在燃料电池中获得了应用^[1,18]。

7.2.11 电化学应用

在电化学反应装置中, 泡沫镍可用作电极材料。例如, 在压滤机电极中, 用到了绝缘金属板, 这些板用促进紊流的塑料网和绝缘薄膜相隔离。如果这些网用开口泡沫镍板代替(每块金属板配一片泡沫镍板), 则既可保持对紊流的促进作用, 又可增加电极的表面积^[18], 还可使反应器的结构更紧凑。镍泡沫材料能改善电催化过程, 例如 NiOOH 作用下苯甲基乙醇的电氧化过程, 采用镍泡沫可改善 NiOOH 在阳镍电极上的产生过程。镍泡沫反应床还可用来改善反应器的性能^[19]。

7.2.12 阻火器

具有高热传导性孔壁材料的多孔金属, 可用来阻止可燃气体燃烧时火焰的蔓延。2.4 节中描述的开口泡沫材料, 能够阻止以 550m/s 速度传播的火焰。实际上, 对于运送可燃气体的长距离管道, 可在潜在的火源附近进行保护, 这样, 一旦有燃烧发生, 火焰的传播就会受到阻碍。

7.2.13 水净化

多孔金属能降低溶解于水中的有害离子的浓度。在此应用中, 受污染的水通过高孔隙的开口多孔金属材料时, 金属离子通过与多孔结构中的金属发生氧化还原反应而去除。用铸造泡沫铝还原 Cr(VI) 离子的研究正在进行中^[20]。

7.2.14 声音控制

开口刚性泡沫金属制作的透镜或棱镜状部件,可用作声波控制装置。声波可被这种装置引导和改变方向^[21]。另外,已对闭孔泡沫用作超音频声源的阻止装置进行了研究。有关噪声衰减功能的介绍,参见5.3节的相关内容。

参 考 文 献

- 1 M. Eisenmann, in *Metal Powder Technologies and Applications*, ASM Handbook Vol. 7, ASM International, Materials Park, OH 1998, p. 1031~1042
- 2 P. Neumann, in *Metal Foams and Porous Metal Structures*, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 167~170
- 3 W. R. Johnson, M. Shenuski, *Machine Design* 1987, Jan, 89~91
- 4 W. U. Bende, Guo Fuhe, *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, Vol. 6, J. M. Capus, R. M. German (eds), Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ 1992, p. 145
- 5 K. R. Wheeler, M. T. Karagianes, K. R. Sump, in *Titanium Alloys in Surgical Implants*, H. A. Luckey, F. Kubli (eds), ASTM, Philadelphia 1983, p. 241~254
- 6 W. Frischmann, European Patent Application EP 0666129, 1995
- 7 A. G. Evans, J. W. Hutchinson, M. F. Ashby, *Prog. Mater. Sci.* 1998, 43, 171~221
- 8 J. Banhart, *Aluminium* 1999, 75, 1094~1099
- 9 T. J. Lu, H. A. Stone, M. F. Ashby, *Acta. Mater.* 1998, 46, 3619~3635
- 10 M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 11 H. Swars, German Patent Application 3619360, 1987
- 12 ERG Inc., Oakland, USA, Product information of "Duocel" 1996, and <http://www.ergaerospace.com>
- 13 SEAC International BV, Krimpen, Netherlands, Product data sheet of "Reccemat" 1998, and <http://www.seac.nl>
- 14 J. Banhart, German Patent Application 10015409, 2000
- 15 Inco Ltd., Canada, Product data sheet of "Incofoam" 1998 and <http://www.inco.com>
- 16 V. Ettel, in *Proc. NiCad '98*, Prague 21~22 Sept 1998
- 17 I. Matsumoto, T. Iwaki, N. Yanagihara, US Patent 4251603, 1981
- 18 A. Montillet, J. Comiti, J. Legrand, *J. Appl. Electrochem.* 1993, 23, 1045~1050
- 19 P. Cognet, J. Berlan, G. Lacoste, P.-L. Fabre, J.-M. Jud, *J. Appl. Electrochem.* 1996, 26, 631~637
- 20 J. G. Ibanez, A. Fresan, A. Fregoso, K. Rajeshwar, S. Basak, *Proc. Electrochem. Soc.* 1995, 12, 102~108
- 21 K. Iida, K. Mizuno, K. Kondo, US Patent 4726444, 1988

7.3 机械工程应用

Th. Hipke 和 R. neugebauer

多孔泡沫金属材料是多年来重点开发的一种新型材料^[1~3]。由于发泡技术的发展和进步,使这种材料在汽车和机械工业上的规模化应用成为了可能^[4~6]。

本节讲述了泡沫金属在机械工程中可能的应用。

7.3.1 参数

对于泡沫金属在机械工程中的应用,工程师需要知道一些性能参数,以便进行相关的设计,如夹层板、发泡结构、泡沫和实体材料的结合或泡沫金属构件等(复合)结构件的设计。在此,我们列举粉末致密化发泡泡沫铝的两个应用例子。

7.3.1.1 热性能

为评价金属泡沫的热性能,对泡沫铝芯夹层板承受热冲击时的性能进行了研究。将夹层板(400mm×300mm)的一边夹住,并用放在夹层板上的加热上垫进行加热。

将室温保持在 20℃,夹层板温度用两个探头记录,一个在板的底部,另一个在板的顶部。

热膨胀用位移传感器记录,并转化为线膨胀系数。含有表面铝板的夹层板的热膨胀系数范围为 0.020~0.024 $\mu\text{m}/(\text{K}\cdot\text{mm})$,比 AlSi12 合金泡沫 [0.0199~0.0206 $\mu\text{m}/(\text{K}\cdot\text{mm})$] 的稍高。面板的膨胀系数为 0.023 $\mu\text{m}/(\text{K}\cdot\text{mm})$,影响了整个夹层板的膨胀。钢的低膨胀系数 [0.012 $\mu\text{m}/(\text{K}\cdot\text{mm})$] 也减小了夹层板的变形量(见图 7.3-1),用钢板为面板的夹层板,其膨胀系数为 0.0105~0.014 $\mu\text{m}/(\text{K}\cdot\text{mm})$ 。

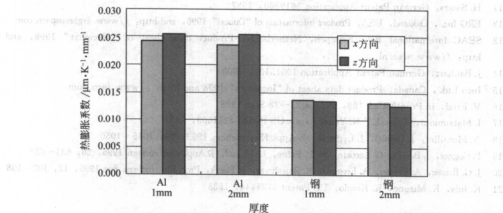


图 7.3-1 双面面板夹层板(密度 0.65g/cm³; 厚度 25mm)
面板材料和厚度与膨胀系数的关系

7.3.1.2 可分离连接的连接强度

金属泡沫可与其他部件连接装配使用。一种基本的连接方法是螺栓连接。Fraunhofer 工具和成型技术研究所(IWU Chemnitz)对这种连接的拉伸极限进

行了专门研究。

连接的失效特性取决于连接的类型。对黏结剂连接来说,黏结力的增长非常快,曲线的斜率反映了所有组成元素的弹性,例如拉伸实验机、钳子、连接元件和泡沫条带。对于高密度泡沫材料来说,黏接带失效后,连接件被拔出;但对低密度泡沫来说,失效的往往是泡沫结构。对螺纹连接的零件,力-位移的变化在达到最大力之前,有大量的塑性变形发生,连接分阶段地分离,其中每一阶段都会受到孔壁的阻碍。

在某些连接可以传递较大的作用力,泡沫材料在螺栓结点传递作用力的能力各不相同。由 7.3-2 可见螺栓连接的承载力比黏结剂连接和紧固连接的小。低密度的金属泡沫 ($0.7\text{g}/\text{cm}^3$),孔相当大且有部分开口,可使黏性物质充满整个结点。因此,在局部区域形成了一种新的材料,凭借大的表面积把受到的作用力分散开去。

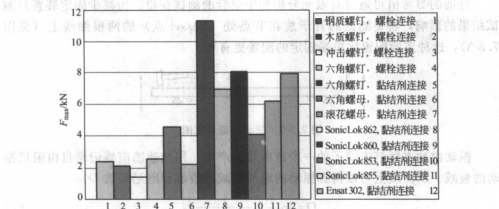


图 7.3-2 不同连接零件 (直径 M6, 铝泡沫密度 $0.7\text{g}/\text{cm}^3$) 的最大连接力

对于高密度的泡沫材料,黏结剂连接的优势并不明显,因为高密度泡沫在钻孔时孔的结构受到了破坏,黏结剂不能进到孔结构中去。在这种泡沫材料中,螺钉钻入深度足够大,形成可负载的螺纹形连接。螺钉连接的长度为 20mm,螺帽和螺杆的连接长度在 6~20mm 之间。

7.3.2 应用实例

7.3.2.1 泡沫填充钢管

采用各种形状、尺寸的中空结构可提高结构的刚度。中空结构刚度的进一步提高,需要增加结构的横截面积,但增加结构的横截面积会使结构的外壁产生振动。用泡沫金属填充中空结构或管子对克服结构壁的振动是一个行之有效的方法。

本例中采用的直角钢管尺寸如下 (单位 mm):

高×宽×管壁厚

160×80×4 长 2 000

160×80×3 长 1 000

160×80×4 长 1 000

160×80×5 长 1 000

120×60×4 长 1 000

80×40×4 长 1 000

本研究的目的是获得泡沫铝填充钢管的阻尼效果, 弄清泡沫填充对频宽的影响, 研究泡沫填充对固有频率的转移效果, 确定主频率和固有频率序列。对工程师来说, 了解第一固有频率引起的有限局部横向振动和整个结构的弯曲振动是很重要的。

性能的参考值可通过有限元分析和中空管的测试获得。为减少固定装置对测试结果的影响, 将要测试的管子放在节点处 (Bessel 点) 的两根细线上 (见图 7.3-3), 这种实验配置比单端固定的配置更有利。

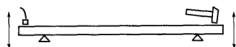


图 7.3-3 振动实验示意图

振动由冲击锤打击管子的一個自由端而产生。用加速感应器记录自由阻尼振动的衰减。从曲线上可以得到振动的阻尼衰减对数值和阻尼系数 D :

$$D = \ln \frac{\dot{x}_1}{\dot{x}_2} \left[\frac{1}{2\pi(z-1)} \right] \quad (1)$$

固有频率和特征类型:

模拟分析的结果表明, 振动的频率范围取决于管子的 3 个几何参数: 横截面积、长度和管壁的厚度。因此, 长管的第一固有频率高于短管的第一固有频率; 考虑同样的横截面积, 薄管具有较低的固有频率 (见表 7.3-1)。

表 7.3-1 空心管及泡沫填充管的固有频率

管类型/mm	长度/mm	空心管的第一固有频率/Hz	振动类型	泡沫填充管的第一固有频率/Hz	振动类型
160×80×4	2 000	151.3	x	134.4	x
160×80×3	1 000	324.9	W	493.4	x
160×80×4	1 000	432.7	W	506.3	x
160×80×5	1 000	531.2	x	513.8	x
120×60×4	1 000	430.4	x	397.1	x
80×40×4	1 000	290.8	x	271.9	x

注: 振动类型: W 为管壁的局部振动; x 为 x 方向的振动 (最小惯性面方向)。

第一个固有频率是 x 方向即最小惯性面方向的弯曲振动频率。对两种管子而言,第一固有频率是使管壁产生局部振动的频率,但这种情况只有在管壁很薄或管壁厚度与横截面积的比很小时,才会发生。金属泡沫材料可阻止管子的横向运动,这样,管壁的振动可以被金属泡沫所消除,并使固有频率向高频方向转移(见表 7.3-2)。对弯曲振动来说,泡沫填充管只有当刚度增加的影响大于质量增大的影响时,频率才会有所改进,但对厚壁管却得不到这个结论。

表 7.3-2 空心管及泡沫填充管的频率和类型
(管 160mm×80mm×3mm, 长度 1 000mm, 泡沫填充管/空心管)

频率号	空心管频率 / Hz	振动类型	泡沫填充管 频率 / Hz	振动类型
1	325.0	壁振动	493.4	x 方向第一弯曲振动
2	369.6	壁振动	805.7	y 方向第一弯曲振动
3	459.2	壁振动	1 135.0	第一扭转
4	476.6	壁振动	1 222.5	x 方向第二弯曲振动
5	479.0	x 方向第一弯曲振动	1 879.5	y 方向第二弯曲振动
6	530.8	壁振动	2 102.5	x 方向第二弯曲振动, 伴随有管壁的轻微变形

正如结果显示的,中空管的第一弯曲振动情况仅出现在第 5 个频率号。对泡沫填充的管子而言,管壁振动是可以完全避免的,整个管子的弯曲振动仅在较高频率时才出现。

由实验所获得的频率结果与模拟结果很相符,这对结构的阻尼测定是很重要的。如果测定的阻尼值与模拟值配合得很好,这对计算与测定值都有实际的意义,这也是确保测定的阻尼值是否能用来设计计算零件尺寸的惟一方法。

结构阻尼:

在测量频率的同时,也可得到结构的阻尼系数。与预想结果相反的是,支撑点的位置对频率和阻尼参数并没有影响。这是因为,在动力学上,所用的线是软的,软线只对更低的频率范围有影响,而对所研究的频率范围是没有作用的。

保持所有其他条件不变时,扫描频率对阻尼参数也无明显的影响:分别以 2.5kHz 和 1.5kHz 扫描时,两个阻尼值仅相差 0.46%。

计算结果表明,第一振动的阻尼系数稍大于弱振动的阻尼系数。在一次实验中观察到:频率峰在 200~700 之间时,阻尼 $D=0.66 \times 10^{-5}$; 在 1 000~1 500 之间时, $D=0.64 \times 10^{-5}$ 。这是由于振幅较大时,周围空气对阻尼的影响所致。为减少这 3% 的影响,选择进行评估的振幅范围应尽可能大一些。

图 7.3-4 中的阻尼值由下面对管子的研究而获得,其大小取决于相应的频率。在研究中,找不到阻尼值与管子的横截面积或管壁厚度的关系,相反,阻尼值与固有频率有关。这使得填充泡沫前后,相同频率条件下管子的阻尼值的比较变得有意义了。

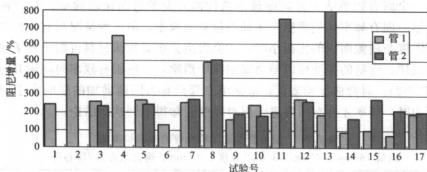


图 7.3-4 各种管的阻尼增量 (300% 增量为假想的阻尼机制分界线)

不同泡沫填充条件对阻尼增量的影响为：平均的阻尼增量为 133%~645%，实际阻尼变化值的上限为 799%。图 7.3-4 中大部分阻尼增量的测量值都低于 300%（见图），但有很少的部分高于 300%，应对高出 300% 的情况特别地关注。两种管子（高于或低于 300%）的机械阻尼的行为机制是有所不同的。对低于此线的管子来说，材料本身的阻尼是其作用的机制，此时，泡沫材料与钢管之间无相对运动，因此没有任何的摩擦或连接阻尼。通过表面清洁钢管和发泡过程的控制，可以得到与这种情况对应的泡沫填充管，在钢管及泡沫材料之间为金属-金属的直接连接，也没有发生相对运动所需的空隙存在。

如果钢管内表面轻微生锈，管子与泡沫材料之间的金属与金属的接触就不完全，此时就会有摩擦阻尼的现象发生。摩擦阻尼取决于许多因素，如：压力、表面粗糙度、空隙中的介质和其他因素。对于阻尼增量高于 300% 的情况，应是材料阻尼和摩擦阻尼共同作用的结果。

将泡沫管切割，通过观察样品的截面，可容易地知道金属与金属接触情况：有的接触良好，有的则有可见的空隙存在。这样就可简单地区分泡沫管的“好”与“坏”，并可得出下列的结论：

① 对充满泡沫的管子来说，泡沫与钢管内壁接触良好的情况下，与空管相比，阻尼的最大增加值可达 300%；

② 当泡沫与钢管的接触不完全时，阻尼的增加值可超过 300%。这一现象还可用来对发泡过程及其结果进行无损检测。

通过与其他文献报道的阻尼值的比较，我们注意到，在所研究的条件下，钢的阻尼值 $D=3.7 \times 10^{-4}$ ^[7]，泡沫金属的阻尼范围从 $D=9 \times 10^{-4}$ 到 $D=2.1 \times 10^{-3}$ ，明显地高于钢的阻尼值。把这两种材料放在一起，应该可得到较大的阻尼值。然而，直接的比较是不可取的，因为阻尼值并不仅仅取决于材料和载荷，还取决于材料的形状^[8]。因此，对某结构的阻尼测定，有时可定义为结构的振动阻尼，而不是材料本身的振动阻尼。

7.3.2.2 机用台架

在1998年的CPK会议上,第一次展出了泡沫金属的功能组合件。组合件的大小为 $800\text{mm} \times 720\text{mm} \times 250\text{mm}$,与实际组合件的尺寸相同。填充泡沫铝的钢结构取代了Chemnitz IWU的线性发动机测试台的机用台架(图7.3-5),用有限元进行了优化设计,并对原机用台架、钢结构及填充有泡沫的钢结构的静态和动态力学性能进行了测试(图7.3-6)。

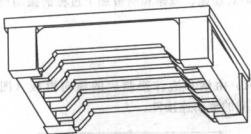


图 7.3-5 原机用钢台架的设计

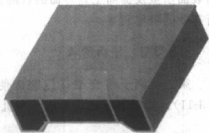


图 7.3-6 填充泡沫铝的空心
钢台架设计 ($800\text{mm} \times 720\text{mm} \times 250\text{mm}$)

采用泡沫组合件的主要目的是减轻重量并保持刚度和强度不变。泡沫结构的重量是原有台架重量的72% (图7.3-7),但挠度只减小了19%。这是增加台架的厚度和高惯性矩的结果。泡沫台架的静力学性能比空心钢结构架的好,其原因是提高了刚度并减小了挠度(图7.3-8)。

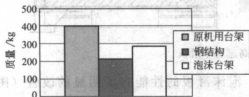


图 7.3-7 重量的比较

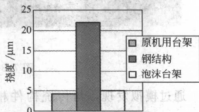


图 7.3-8 最大挠度的比较

动态测试获得了非常好的动力参数:第一固有频率提高了80% (图7.3-9),其原因主要是泡沫铝消除了大部分的结构外壁的振动,且这样的振动只有在高频时才会发生。

泡沫结构的阻尼效果也有显著的增加:第一固有弯曲频率的阻尼提高了10倍 (图7.3-10),阻尼的增加来自于泡沫金属的阻尼和钢与泡沫的连接阻尼。

以上结果,使人们对泡沫金属在机械工程中的应用产生了浓厚兴趣。目前的机械工具,往往会承受巨大的加、减速运动。为了达到高标准的加工精确度、提

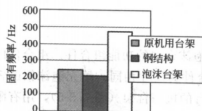


图 7.3-9 第一固有频率的比较

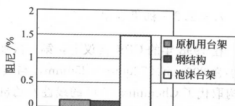


图 7.3-10 第一固有频率的阻尼比较

高表面质量及提高工具寿命的目的，必须对加速、减速和制造加工过程的振动进行有效的阻尼衰减。

7.3.2.3 横向滑板

第二个例子将介绍高速磨床使用的、由钢和泡沫铝制成的横向滑板（图 7.3-11），横向滑板是 Z 形滑竿和机床之间的滑动连接件。

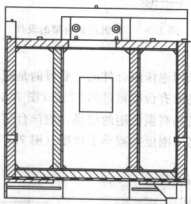


图 7.3-11 高速磨床滑板

通过模拟发现，与传统构件相比，泡沫滑板性能有了明显的改善（图 7.3-12）。重量减少了 46%，但变形量增加 12%，变形量的增加完全可以用增加壁厚的方法加以补偿，即使这样，重量仍然可以减轻许多。

然而，第一固有频率在任何条件下都提高了 35%，这对机械工程领域的应用非常有意义。此外，固有频率的位置也可由泡沫密度的不同而进行改变。

7.3.3 结论

泡沫金属材料具有非常有用的物理和力学性能。从机械工程的角度，给出了填充有泡沫金属的中空部件和夹层结构的应用例子，并对如何在新产品中使用它们进行了说明。

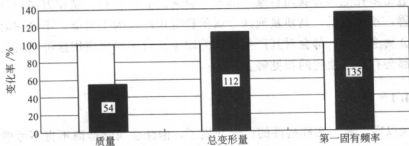


图 7.3-12 原设计 (白) 与泡沫结构 (黑) 的性能比较

参 考 文 献

1. L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, Pergamon Press, Oxford 1997
2. J. Baumeister, "Überblick, Verfahren zur Herstellung von Metallschäumen" in Proc. Metallschäume, J. Banhart (ed). MIT, Bremen 1997, p. 3
3. Alulight-ein neuer Werkstoff aus Aluminiumschaum, Mepura Prospectus, Metallpulvergesellschaft mbH, Ranshofen, Austria 1995
4. T. Hipke, "Maschinentisch in Leichtbauweise" in Jahresbericht des Fraunhofer-Institutes für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik 1998, p. 56
5. H. W. Seeliger, "Application strategies for aluminium-foam-sandwich parts (AFS)" in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 29
6. R. Neugebauer, C. Harzbecker, T. Hipke, "Leichtbaustrukturen im Werkzeugmaschinenbau" in Proc. Werkzeugmaschinenkolloquium 2000, Bern, CH 21 Nov 2000
7. M. Weck, Werkzeugmaschinen und Fertigungssysteme, Vol. 2, Konstruktion und Berechnung, 4th edn, VDI, Düsseldorf 1991, p. 3
8. F. Holzweißig, H. Dresig, Lehrbuch der Maschinendynamik, 3rd edn, Fachbuchverlag, Leipzig-Köln, 1992, p. 52, p. 286

7.4 粉末致密化发泡原型技术

R. Kretz

20 世纪 90 年代初期, 当粉末冶金、熔模铸造和其他新制作工艺出现后, 泡沫金属得以复苏了。人们以极大的热情, 耗费巨大的广告费用把这种新材料引入到工业及市场中。相关的信息由研究开发泡沫金属的企业及机构广为传播。金属泡沫材料成了工业博览会和许多会议的重点, 研究者、设计者和材料工程师都在讨论这种材料的结构和性能及其相关的工业应用。开发商们抓住各种机遇展示他们的成果, 介绍他们的新产品。尽管开初的材料仅仅是演示样品: 尺寸很小、孔的大小和分布也不均匀、性能分散性高、都是“手工制作”的, 但它们的生产者

都以制造出多孔泡沫金属而自豪。随着知识和经验的积累,制作方法得到了进一步的完善,不久以后,高质量泡沫金属的稳定生产成为了可能。不论何时,当人们手持金属泡沫时,都会对其产生深刻的印象。对于如何应用这种新材料,几乎每个人都会有自己独到的新见解。

7.4.1 简介

不久以后,有关实际构件的讨论开始了,泡沫金属制造商不得不考虑构件的净型生产,而且还要考虑几何尺寸和功能问题。因为净型构件不仅仅是平板、立方体或圆柱体的简单形状,所以必须使用模具和新的制备技术。粉末冶金(PM)先驱体发泡泡沫金属技术,称为粉体致密化发泡技术(PCF),由德国不莱梅的IFAM,奥地利的LKR和斯洛伐克科学院(SAS)所发明和发展。下面的章节中,将就LKR的两个研究例子来说明PCF原型技术及其净型构件的应用。

原型技术从使用坩锅炉发泡(图7.4-1)和钢模型开始,逐步发展和成熟了起来,一开始的铝泡沫件的几何形状相当简单,如图7.4-2所示。

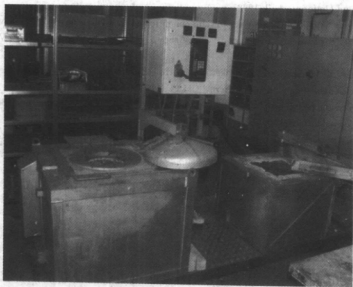


图 7.4-1 坩锅熔炉

7.4.2 方法、设备、模具

从一开始,制作净型部件就成为了PCF技术的目标。许多作者都进行过有关使用铝粉致密化和钛的氢化物作为发泡剂的介绍^[1,2]。

7.4.2.1 发泡先驱体制备

粉末冶金过程的第一步是用铝粉获得可发泡的先驱体。用机械搅拌方法混合铝粉(50kg)与发泡剂,然后倒入铝衬套中,封闭衬套后,用常规的挤压机挤压成型。该步骤可利用现有挤压设备(如位于Ranshofen的AMAG的挤压机)很容易地完成。然而,衬套材料有时会引起泡沫化过程的不充分。

PCF工艺中,另外可选用的粉体致密化方法为Conform(连续挤压)制备法(2.1.1.1节)^[3]。Holton公司提供了少量用这一方法制备的材料,结果表明对于条带状先驱体的制备来说,Conform方法是较合适的一种方法。这个时期生产的泡沫铝性能的分散性较大,泡沫生

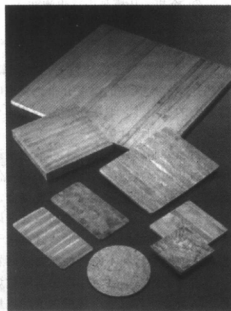


图 7.4-2 简单泡沫件

产和性能的再现性较差,这是由于在生产过程中的手工操作所致。然而,泡沫孔的均匀孔结构及其分布是可以实现的。这些不希望的性能变化可用“批量生产”比如先驱体的批量生产方式加以克服。随着对先驱体需求的增加及泡沫原型体积的增大,工艺流程和先驱体质量控制都必须在批量系列化生产模式下进行,目前已可达到1000kg或以上的生产规模。德国的Metallwerk Plansee, Tyrol和Peak的三个工作人员用冷等静压工艺(CIP)进行了先驱体的制备和泡沫原型件制作技术研究。尽管该方法的效果较好,但费用较高,且不同公司的不同工艺参数的结果也不同。后来对冷等静压机进行了专用性改装,这样,从粉末生产到成品挤压的所有步骤可在一个公司中完成。从那时开始,工业规模的粉末与发泡剂混合物的加工,刺激了混料器和专用冷等静压机(CIP)的发展。最后,用常规挤压机对冷等静压坯进行挤压,获得先驱体材料。

目前采用的粉体致密化发泡的工艺步骤如下:

- ① 铝粉(合金化的或未合金化的)制作和粉末分级;
- ② 把铝粉与泡沫剂(TiH_2)混合;
- ③ 混合物的冷等静压,获得挤压坯料;
- ④ 热挤压CIP坯料,获得发泡先驱体;
- ⑤ 将先驱体填充到钢或铸铁模中;
- ⑥ 在适当的发泡炉中(加热速率,温度在固相线以上)发泡;

⑦ 冷却，从模具中移出泡沫。

7.4.2.2 发泡工艺

要用 PCF 工艺成功地生产泡沫铝材料，获得高质量的泡沫铝材料，炉温、加热的速率、模具中的温度分布、发泡时间及冷却条件都要控制在一定范围内。这些参数的适用性，取决于产品的几何形状和尺寸大小（厚度）、所采用的合金及模具的性能和设计等。

在原型制作过程中，不可能通过调整整个设备或改变机器的配置，来适应某种新的几何形状泡沫的生产。必须对使用的炉子和工艺参数进行优化协调，以实现最好的技术和低制作费用合理结合。利用一定设备条件生产出不同几何形状的材料是可能的。从泡沫铝的初始发展以来，原型制作就是主要的发展目标，可使生产的材料有不同的几何形状且适用于各种不同的用途。特定原型材料的发泡工艺，是随原型材料不同的性能要求而发展的。

在特定产品的批量生产中，应对炉子、模具和发泡参数进行优化配置，以提高产品质量、节约生产费用。生产数量的大小，也是设计泡沫铝生产设备及辅助设备时须考虑的重要参数。

7.4.2.3 发泡炉

在铝泡沫制作过程中，发泡炉是最重要的设备之一。必须把发泡参数保持在最佳范围内，模具中的先驱体材料必须在预定的时间内加热到发泡温度，模具中的温度分布应尽量保持均匀，以避免模具中的不规则发泡。

炉子和装有先驱体的模具之间的传热方式有三种：传导、对流和辐射。

原型技术的发展，需要对各种炉子及相关的传热机制进行研究。在对不同炉子进行测试之前，应进行基本的热容和热传输计算。先驱体材料的加热速率是一个主要参数，受发泡尺寸及发泡模具的影响。

为了解传热机制，对简单样品进行了初步的实验：把模具浸入到铝熔体中。为获得热传导方式下的高加热速率，把含有先驱体的模具浸入到常规保温炉中的液态铝中，热传导非常快，且可获得很均匀的温度分布。这种方法非常适用，发泡泡沫铝的性能也很好，但由于铝熔体对模具的侵蚀作用，模具及其附件使用寿命会降低。另外，铝熔体中模具的操作还具有一定的危险性。

为了快速传热，工业上采用了高对流炉（空气旋转炉）。炉内对流时，迅速把热从热源传给模具。由高对流引起的快速传热，可产生高的加热速率，但气流会受到模具形状的影响，引起模具中温度分布的不均匀。可通过缓冲调节板来避免这一影响，但缓冲调节板的选用必须适合每一种模具。因此，气流旋转炉可用于批量生产，特别适用于采用相同几何形状模具大批量生产泡沫材料的情况，但

不适合于原型制作，原型制作需要选用柔性和适应性更好的炉子。

对原型技术来说，组件的类型很多。为此，必须具备大功率的和足够容量的炉子，例如 LKR 的 100kW Nabertherm 发泡炉，其内部尺寸为 900mm×900mm×1 800mm，炉内有一个改装的控制器，可在一定范围内保证炉内温度的均匀分布（见图 7.4-3）。

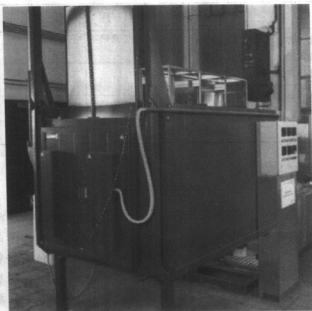


图 7.4-3 Nabertherm 泡沫铝发泡炉

7.4.2.4 发泡模具

在粉体致密化发泡工艺中，装有发泡先驱体的模具决定了泡沫件的外形。先驱体发泡所需的热量是通过模具来传递的。因此，模具的热传导应该尽可能高，模具的热容应尽可能低。另一方面，模具尺寸必须稳定，以满足净件生产所需的尺寸要求。PCF 工艺开始的模具是用普通钢板做成的，铝泡沫材料外形为非常简单的规则形状，例如平板、立方体或圆柱体，开发的重点集中在发泡工艺研究和测试样品的准备上。但当后来客户提出了三维原型件的要求时，模具成为了原型技术中的一个重要部分。为此，应将铸造经验与发泡先驱体材料结合起来考虑。传统的铸模又大又重，在发泡过程中会浪费许多热量，先驱体的加热速度也不够快，得不到好的泡沫材料。一种比较简捷的方法是采用铸铁制作薄壁发泡模，使用木料或塑料型模及泡沫失芯铸造工艺就可得到这种薄壁发泡模。用砂型模制作的发泡模具，其表面需进行机加工，砂型模可用于汽车结构件的制作，是

目前原型技术所能达到的最大尺寸净成型产品所用的模具。

除结构钢和铸铁外,高温工具钢、铜和陶瓷在大规模生产中也可用作模具材料。表 7.4-1 列出了各种模具材料和它们的性能对比。为避免泡沫铝材料黏着在模具中,应对模具的凹坑进行覆盖处理。

表 7.4-1 不同模具材料的比较

模具材料	优点	缺点	模具材料	优点	缺点
钢 5~10mm 厚	+加工容易 +成本低 +热导率高	-寿命短 -变形	高温工具钢	+寿命长 +变形小	-材料成本高
			铜	++热导率最高	-材料成本高 -化学反应
铸铁	+热导率高 +形状的多样性	-材料成本高 -生产成本低 -寿命短	陶瓷	+成型性好 +形状的多样性 +不变形	-热导率低 -寿命短

7.4.3 原型技术及其应用

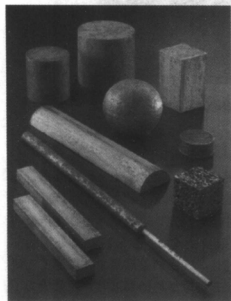


图 7.4-4 泡沫铝原型产品

从开始的想到第一个原型产品的出现,经历了一段很长的路程,甚至超过了从原型产品到系列化产品的路程。由于过高地估计了铝泡沫材料的性能,因此不得不舍弃一些原先的想法。闭孔金属泡沫的最大优势在于其高的能量吸收特性及高的比刚度。图 7.4-4 展示了一些用来测试力学及技术性能的泡沫铝样品。

金属泡沫材料可应用的工业领域很广,引起了汽车和运输工业、机械工程、建筑等从业人员的极大兴趣。

7.4.3.1 汽车工业中的应用

金属泡沫具有特殊的性能,被认为是吸收冲击能量的最佳材料。根据泡沫类型(粉体致密化泡沫或熔体发泡泡沫)、合金和密度的不同,不同泡沫铝的能量吸收性之间有一定的差异。冲击能

量吸收性使泡沫金属成为了汽车、卡车、火车和电车的防冲撞结构件的候选材料。在汽车工业应用中,高比刚度也是一个重要的性能。许多论文及文献都对泡沫铝的吸能特性进行了描述^[4~6]。

LKR 进行了泡沫铝冲击原型件的制作,其中包括用于冲击实验的样品或真实构件。冲击材料用泡沫铝,或是与钢管、铸铝件混合构成。图 7.4-5 是钢管试样在能量吸收压缩实验后的实物照片。

奥地利汽车制造商 Steyr Daimler Puch 也进行了类似的测试工作^[8]:将汽车上原有的 A 柱吸能件用铝泡沫所取代,安装上 A 柱的盖,进行冲击实验。图 7.4-6 为 A 柱吸能材料的实物照片。

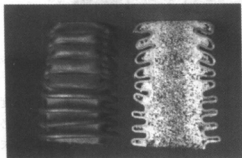


图 7.4-5 能量吸收件原型

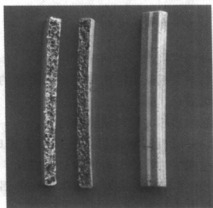


图 7.4-6 A 柱吸能件

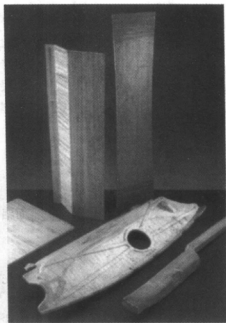


图 7.4-7 结构件

特殊的结构件,如前围板,也是可考虑的应用对象。图 7.4-7 是 1995 年用在 DaimlerChrysler 上的一组前围板结构材料。

LKR 制造的最大泡沫铝原型是 1999 年为 Opel 汽车公司制作的前围板,板的尺寸大约为 $140\text{cm} \times 50\text{cm}$ (图 7.4-8),是用铸铁模做成的净成型泡沫材料^[10]。

7.4.3.2 建筑业应用

在建筑业中,泡沫铝可用作防火门或防火板、轻量而有刚性设备的外壳等。用铸造铝泡沫的表面作为外观设计,受到了建筑师们的青睐。泡沫铝板的原型技

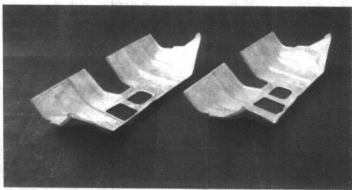


图 7.4-8 泡沫铝前板

术与复杂形状泡沫件的制作有很大的不同。多数情况下,很难达到板所需的厚度精度,为此,SAS设计了特殊的发泡炉和模具。泡沫板的所有室外应用,都必须考虑防水及防腐蚀问题,可通过涂层或粉末涂层轻易地达到这一目的。图 7.4-9 是经表面处理后的泡沫铝板的示意图。

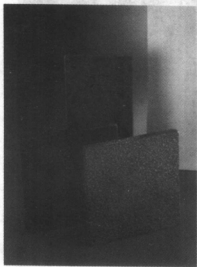


图 7.4-9 泡沫铝板的表面处理

7.4.3.3 其他技术领域的应用

将来可能实现的另外两类应用为:

- (1) 铝夹层板,由泡沫铝芯板和高强的表面铝面板组成;
- (2) 泡沫铝芯的铝或镁复合铸件。

目前,夹层板的制作可通过两步来完成。首先做出泡沫板,然后与表面板进行黏结。在 3.3 节中介绍了有关夹层板及泡沫填充的铝结构件的制作方法。

泡沫铝芯钢板也可用作汽车、卡车、火车及其他车辆的吸能材料,这些材料的制作相对简单,因为钢板本身可作为发泡模。图 7.4-10 为一组泡沫填充材料及夹层板样品。

用泡沫铝作为铝和镁铸件的永久性核芯,可达到改善吸能性能的要求,其优点是比中空铸件的刚性大且具有较好的阻尼特性。使用泡沫作为铸件核芯,在许多方面也提高了制作技术:不必从铸件中取走砂芯、可以制造复杂的准中空铸件、可改善凝固条件等。泡沫芯结构铸件的应用目标如图 7.4-11 所示,有能量吸收的悬挂结构件、轮子等。泡沫芯结构铸件另外的应用还有机械工程上用的具

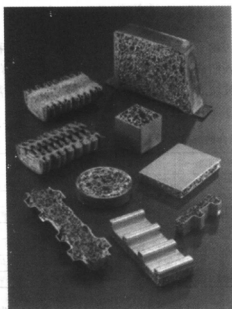


图 7.4-10 泡沫填充结构及夹层板

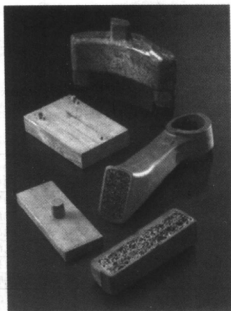


图 7.4-11 泡沫铝芯铸件

有良好阻尼特性及铸造性能的部件^[11]。

除了上面提到的这些应用外,泡沫铝还具有其他更为广泛的应用。表 7.4-2 列出了泡沫铝的一些可行的应用领域。

表 7.4-2 泡沫铝的潜在应用

泡沫铝原型	应用领域/用户	焦点/性能
板	建筑、家具、街道	重量,设计
圆柱体、立方体	汽车零件	冲击能量吸收
管	物理性能研究(DESY)	物理性能;热电导率,渗透性
泡沫铝芯,立方体,圆	铸造,铸造核芯	铸造性能,阻尼性能,重量,能量吸收
紧凑结构	汽车工业,电子器材,照相机	刚度,阻尼,重量
结构件	中间板,汽车结构(DaimlerChrysler, Opel)	刚度,阻尼
结构件	汽车结构,顶篷	刚度,重量
结构件	造船	重量
夹层结构	交通,有轨车辆	刚度
紧凑结构件	武器,把手	重量
泡沫填充件	电机(CRFiat) 轿车结构件,有轨车辆,航天器,风车	冲击
泡沫填充件	工具(IWU) 机器人支架 建筑	阻尼性能
紧凑结构件	艺术,设计	外观
三维结构件	雕塑,艺术	外观

7.4.3.4 不适合的应用

正如前面所提到的,研究者和设计者讨论了泡沫铝的一些可能的应用,并采用合适的方式来解决特殊的技术问题。但人们往往为金属泡沫所着迷,因此,有时会高估了它们的潜能。例如,铝泡沫曾被认为是高强度的轻质材料,但实际情况并非如此。表 7.4-3 列出了一些不恰当的应用及想法。

表 7.4-3 不适合的应用

泡沫铝原型	应用/用户	焦 点	泡沫铝原型	应用/用户	焦 点
板	防弹夹克	安全,军事	透气圆柱体	过滤器及催化系统	孔隙率,重量
板	滑雪板	重量	透气圆柱体	热交换器	孔隙率
板	牛奶罐	重量	泡沫圆柱体	热蓄电池	热容
紧凑结构件	齿轮箱	重量	泡沫圆柱体,球体	浮标	密度
结构件	乐器	声音效果	泡沫填充的圆柱体	圆鼓,轧辊	纺织业,造纸业
板,立方体	话筒和耳机	声音阻尼	纽扣	服装	设计
透气板	塑料模具	重量	先驱体螺钉	结构连接	发泡连接

对于泡沫材料开发及制造者而言,重要的是让顾客及潜在的用户对材料的性能及应用有最新、最准确的了解,其中就包括了材料的使用范围限制。否则,他们与客户都会对这种材料失去兴趣。

参 考 文 献

- 1 H. P. Degischer, U. Galovsky, R. Gradinger, R. Kretz, F. Simancik, in Proc. Metallschäume, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 79
- 2 H. Cohrt, F. Baumgärtner, D. Brungs, H. Gers, in Proc. Metallschäume, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 15
- 3 H. P. Degischer, H. Wörz, DE Patent 4206303 1992
- 4 H. P. Degischer, U. Galovsky, R. Gradinger, R. Kretz, F. Simancik, in Proc. Metallschäume, J. Banhart (ed.), MIT, Bremen 1997, p. 79
- 5 L. Lorenzi, M. Parisi, M. Valente, A. Zaroni, in Metal Matrix Composites and Metallic Foams, Proc. Euromat, Vol. 5, T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley-VCH, Weinheim 1999, p. 96
- 6 J. Siebels, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 13
- 7 R. Gradinger, M. Seitzberger, H. P. Degischer, M. Blainschein, Ch. Walch, Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 313
- 8 B. Götzinger, R. Kretz, in Vom Werkstoff zum Bauteilsystem, Proc. LKR, H. Kaufmann, P. J. Uggowitzer (eds), ISBN 3-902092-009, 1999, p. 185
- 9 R. Kretz, E. Hombergsmeier, K. Eipper, in Metal Foams and Porous Metal Structures, J. Banhart, M. F. Ashby, N. A. Fleck (eds), MIT Verlag, Bremen 1999, p. 23
- 10 R. Kretz, E. Wolfgruber, in Metallschäume, H. P. Degischer (ed), Wiley VCH, Weinheim 2000, p. 400
- 11 R. Kretz, H. Kaufmann, in Metal Matrix Composites and Metallic Foams, Proc. Euromat, Vol. 5,

T. W. Clyne, F. Simancik (eds), Wiley-VCH, Weinheim 1999, p. 63

7.5 用材料投资法 (IMM) 评估泡沫铝

E. M. A. Marine 和 M. F. Ashby

在材料的发展过程中, 创新是一种高风险的投资^[1], 其原因是在研究开发与实际的市场应用之间有一段很长的路要走^[2], 而且最终的结果也不确定。因此, 一般都由大企业^[3]及政府部门主导新材料的投资^[2,4]。在此, 推荐采用新材料投资方法论 (Investment Methodology for Materials, IMM) 对新材料的投资行为进行评估^[3], 以降低风险并缩短开发期。新材料投资方法是在规模化生产前提下, 为投资提供结构化、信息化的评估服务。本节讲述 IMM 对泡沫铝的投资分析及分析结果。

7.5.1 材料投资法 (IMM) 简介

材料投资方法由三个相互关联的部分组成: 可行性分析、市场评估以及价值获得 (图 7.5-1)。如果某种材料的技术性及经济性之间的平衡是良性的, 则该材料是具有生存力的。可行性评估包括应用技术分析、制造成本分析、市场投入分析及价值分析。市场评估包括市场前景及未来产品的数量分析。价值获得的评估, 应通过工业结构、组织结构、IP 问题、预算及市场营销计划等进行分析。最佳的投资机会来源于最大的市场规模及最大的价值体现^[4]。

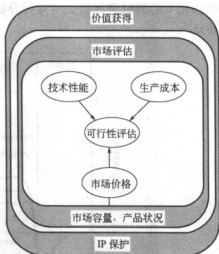


图 7.5-1 材料投资方法论 (IMM)

7.5.2 泡沫铝潜在应用市场的初步分析

泡沫铝的特殊性能中, 能量吸收性尤为重要 (单位体积尤其是单位质量所具有的吸能能力)^[5]。对于泡沫金属的应用, 泡沫金属的其他功能 (如阻燃、散热性、消声、防水、防爆等) 也引起了人们的关注。泡沫铝短期内的市场机遇在于取代现有产品, 因为现有产品的设计要求是众所周知的。由于设计者的意识和信心有限, 高精度产品制造困难等原因, 能够体现泡沫金属优越性的新产品发展较慢。

在航空及汽车业中,存在着高能量吸收性材料的应用市场,泡沫铝的规模化大批量生产还达不到航空应用的精度要求(仅昂贵的 Duocel 泡沫已在国防及太空领域中得到了应用);因此,应优先考虑在汽车上的应用,特别是用于与安全性有关的“A柱”、新设计的车盖和前缓冲挡等,以满足新的行人保护法的要求。

7.5.3 材料评估

7.5.3.1 技术性能

泡沫铝的近乎理想的能量吸收应力-应变曲线(图 7.5-2),是它们在能量吸收方面应用的基础。为在选择时排除没有竞争力的原型及材料,对泡沫铝及其参数组合与其他材料进行了比较,并用基于材料投资方法的 CES(剑桥工程选择器)软件进行了分析^[6]。一旦分析出某材料不是某应用的主要选择时,就可用原型和相关的测试进行验证。这种分析评估技术在一些出版物及论文中已有详细的介绍^[7,8]。

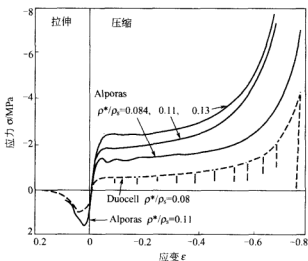


图 7.5-2 闭孔 Alporas 铝泡沫及开口 ERG 铝泡沫 (Duocell) 的应力-应变曲线

7.5.3.2 生产成本

经济分析的目的在于分析不同制造成本的差别,特别是新技术、材料与现有技术、材料之间的不同。在此,对三种不同的泡沫铝工艺进行了如下成本分析。

- ① 铝的熔体发泡;
- ② TiH_2 粉末冶金批处理发泡;

③ TiH_2 粉末冶金连续发泡。

成本分析模型自身还包括了一些子模型,可对零件大小对生产率的影响、模具和设备费用、公差、模具寿命及资金等进行分析。模型分析的结果,用图 7.5-3 所示的制造成本与产量的关系表示。另外,还可确定成本的决定性因素。分析发现,年产量在 20 000 件以下时,最佳的生产模式是粉末冶金批处理发泡方式^[2,9]。

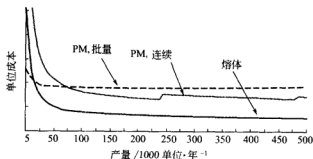


图 7.5-3 三种不同铝泡沫生产方法的生产成本评估

对于一定的应用,通过分析现有材料制作的最便宜的泡沫铝零件(达到要求的产量时),可获得采用新材料与现有材料之间的成本差异,为投资的价值评估服务。

7.5.3.3 能量吸收应用的最小体积和成本

在大部分应用中,成本是需要考虑的最重要因素。因此,出现了两个最小化目标:体积和成本(或质量和成本)。以简单的板或厚板形式应用的泡沫铝吸能板为例,泡沫板的成本 C 为 $C_m M$, 其中 C_m 是每千克泡沫的成本, $M = \nu \rho$ 是板的质量, ρ 是泡沫密度, ν 是板的体积。产品的成型生产成本,在文献 [9] 中有另有论述。

最小化目标评价可用体积-成本分析图进行,结果表明,最经济的方式是采用密度为 $0.05\text{mg}/\text{m}^3$ 的聚苯乙烯泡沫,但是其体积(包括厚度)很大。采用 Hydro(液态)或 Alulight(粉末冶金)泡沫铝时,具有最小的体积方案,两者的密度大约都为 $0.25\text{mg}/\text{m}^3$ (图 7.5-4)。

7.5.4 市场预测

技术评估表明,在 A 柱中采用泡沫金属作为吸能材料的技术方案是可行的^[8]。接下来将其对市场规模及市场占有率进行分析。

7.5.4.1 泡沫铝的市场规模

一对泡沫铝 A 柱约为 1 lb (0.4kg)。假设批量生产汽车用泡沫铝的成本为

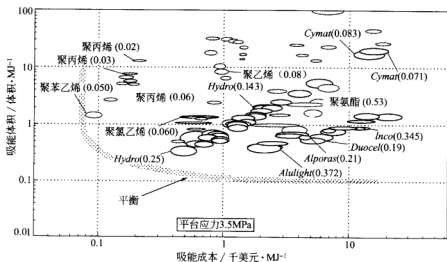


图 7.5-4 平台应力为 3.5MPa 的金属和聚合物泡沫的吸能体积和成本的关系

每磅 10 美元（每千克 25 美元），如果应用在单一的、体积较大的汽车上，每年的市场规模估计为 500 万美元，但如果成为了工业标准，市场规模可增加到每年 1 亿美元。采用替代产品的理由，或者是低成本/高性能，或者是高成本/高性能。采用前一种模式时，应考虑的因素较多，如能量吸收件的复杂性、体积的最小化、多数聚合物材料的易燃性等。在 A 柱设计中，泡沫铝将取代现有的达不到新居住安全法的一些便宜材料。

7.5.4.2 泡沫铝的市场周期

替代产品的替代周期预测，可采用比较的方法进行，如 Abernathy 和 Clark 的跃迁图（transilience map）^[10]。泡沫铝在汽车工业上的吸能应用是一项革命性的创新，它推翻了已有的技术和产品，而且该创新既不会失去顾客，也不必另外寻求新的销售市场。因此，A 柱泡沫铝的替代时间可根据历史上汽车工业中革命性创新的例子（低成本高性能替代产品）而得到，如 SMC（层模型复合）盖和聚合物复合材料挡泥板。层模复合车盖比钢制件轻，设计和小批量生产的成本也不高。对于汽车及其他受 CAFE（平均燃料消耗经济性）法案限制的零部件而言，减轻重量具有很高的价值^[11]，因此，该替代产品的使用是顺理成章的事。聚合物复合挡板比钢轻，具有很好的抗冲击能力，其替代物与层模型复合车盖有相似的曲线^[12]。如果泡沫铝在汽车上的吸能应用也具有相同的替代模式的话，预计在 12 年内将会有 50% 的市场占有率（见图 7.5-5）。

汽车柔性白车身（Body-In-White）结构，其 A 柱的吸能要求较低。因此，成型性好的泡沫金属，其设计更美观（如薄 A 柱对视觉效果改善），但是成本

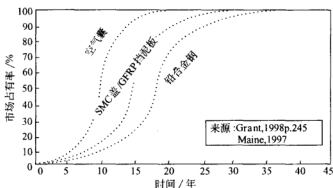


图 7.5-5 泡沫铝 A 柱替代产品的市场预测

较高，该代替物的替代模式为高成本/高性能模式。历史上著名的例子还有铝合金轮和空气囊。对于铝合金车轮，其美学设计和质量轻的组合优势，使其能在 18 年后占据了体育运动汽车市场的 50%^[13]。对于气囊，在消费者安全性、革新的生命力、汽车法案等多因素的驱动下，其代替过程更快^[13]。但对于泡沫金属 A 柱，这种情况是不会出现的。因此，我们的结论是：在所有条件都具备的条件下，完成 50% 市场占有率的时间需要 12~18 年。

7.5.5 价值获得

在投资评估中，我们考虑了小公司的地位、中等的产品质量、适度的产品价格、三维效果以及采用粉末冶金法生产泡沫铝等因素。可行性评估和市场评估表明，泡沫铝在汽车市场的潜在市场规模为从开始的每年 500 万美元到最后的每年 1 亿美元。在本节中将采用各种方法，对工业吸引力、可行性和公司的结构进行评估，并预测小公司在材料的商业化的过程中，用这种革新性材料所能获得的价值。

7.5.5.1 工业结构

工业吸引力^[12]的 Porter 评估方法，可对竞争的威胁、新材料技术公司与买者/卖者的价值关系等进行直接评价。我们发现许多公司都能制作泡沫金属，但都不具备严格控制这种技术的权限，而这种技术本身是很容易掌握的。以下两方面的因素，使泡沫金属开发商处于不利的地位：一是能商业化地制作泡沫金属（例如，用熔体发泡技术生产泡沫铝）的其他竞争者；二是汽车吸能应用的其他代替物，例如聚合物泡沫、铝型材、纤维增强聚合复合材料等。另外，汽车厂商的购买力很强，小生产者一般很难满足其对产品数量的要求（图 7.5-6）。

- 竞争者不多，但 IP 保护性差
- 金属泡沫的竞争材料：聚合物泡沫，铝合金型材，纤维增强的聚合物复合材料，木材
- 大用户的规模化购买力（如汽车应用）
- 结论：中等偏下的工业吸引力

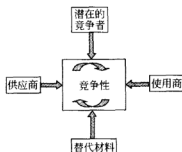


图 7.5-6 工业吸引力评估的 Porter “五要素”

7.5.5.2 利润

Teece 的适用性（appropriability）概念^[14]在价值评估中很有用。这里我们分析了销售泡沫汽车配件小公司可能获取的利润。泡沫金属的智能性质（IP）表现并不突出。工艺技术存在一定的技术含量，但其中的大部分技术对压铸行业的竞争者而言，并不是什么高深的技术。如果与汽车设计相结合，会产生一定的技术价值含量。泡沫铝在汽车上的吸能应用是一革命性的创新，它超越了已有的技术和产品，但既不会失去顾客，也不必另外寻求新的销售市场。新产品的替代周期会很慢，合理的价值体现及汽车工业应用的知识产权保护需较长的时间才能实现。因此，最后的结论是获取利润的趋势不是太强，但可归类于中等。

7.5.6 结论：泡沫铝的材料投资方法评估

- ① 目标市场：汽车工业用吸能材料：A 柱，（行人）前防护栏；
- ② 可行性：能够在汽车工业吸能材料的应用中生存，但目前还不能用于行人保护；
- ③ 市场评价：每年 1 亿美元的市场规模，12~18 年后市场占有率为 50%；
- ④ 竞争位置：差，不确定的知识产权，不能满足大规模的产量要求；
- ⑤ 价值获得机会：从中等到偏下不等。

因为价值获得的机会相对较低，资金回收期相对较长，小公司如果在商业化过程中不与金属供应商或汽车生产商合资，将会处于不利的地位。如果价值趋向良好，大公司可能会对这个机会产生兴趣。另外，出于行人或安全考虑，由政府部门提供的资助，可加快泡沫金属新产业的商业化进程。

致谢

真诚地感谢 Körber 基金、Cambridge Candian Trust 的大力支持，感谢英国 EPSRC 对剑桥工程设计中心的支持。同时，本文采用的软件由 Cambridge

Granta Design 提供, 在此也一并致谢。

参 考 文 献

- 1 D. Wield, R. Roy, "R&D and corporate strategies in UK materials-innovating companies" *Technovation* 1995, 15 (4)
- 2 E. M. A. Maine, "Innovation and Adoption of New Materials" PhD Thesis, Cambridge University 2000
- 3 C. Freeman, L. Soete, *The Economics of Industrial Innovation*, 3rd ed, Pinter, London 1997, p. 237
- 4 E. M. A. Maine, M. F. Ashby, "An investment methodology for materials. Part 1: The methodology" *Mater. Design*, Elsevier 2002 in press
- 5 M. F. Ashby, A. Evans, N. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, Butterworth-Heinemann, Oxford 2000
- 6 CES, *The Cambridge Engineering Selector*, Granta Design, Cambridge 1999, <http://www.granta.co.uk>
- 7 M. F. Ashby, *Materials Selection in Mechanical Design*, Pergamon Press, Oxford 1992
- 8 E. M. A. Maine, M. F. Ashby, "An investment methodology for materials. Part 2: Applications of the methodology" *Mater. Design*, Elsevier 2002 in press
- 9 E. M. A. Maine, M. F. Ashby, "Cost estimation and the viability of metal foams" in *Proc. Int. Conf. Metal Foams and Porous Metal Structures*, MIT-Verlag, Bremen 1999, Vol. 1, p. 63~70
- 10 W. J. Abernathy, K. B. Clark, "Innovation: mapping the winds of creative destruction" *Research Policy* 1985, 14, 3~22
- 11 E. M. A. Maine, "Future of Polymers in Automotive Applications" Master's thesis, MIT 1997
- 12 M. E. Porter, *Competitive Advantage: Creating and Sustaining Superior Performance*, Harvard Business School Press, Boston, MA 1985
- 13 R. Grant, *Contemporary Strategy Analysis*, Blackwell, Oxford 1998, p. 245
- 14 D. J. Teece, "Profiting from technological innovation: implications for integration, collaboration, licensing and public policy." *Research Policy*, 15, p. 285~305 (Elsevier 1986)

第8章 优势、不足和机遇

H. P. Degischer

人们对多孔泡沫金属研究的兴趣和生产者的积极性充分说明了这类材料的魅力：独特的性能及外观。目前，就重量敏感性结构而言，在用金属泡沫实现、取代现有轻质结构方面，产生了很多新应用的概念，如：可漂浮金属、汽车和航空高比刚度材料、碰撞吸能安全材料、电磁屏蔽材料、核辐射低吸收材料、较好消音性能的建筑及装饰材料等。多孔泡沫金属已有许多不同的应用领域，但商业化占领市场需要多长时间？表 8.1-1～表 8.3-1 是 2000 年 2 月 29 日维也纳“金属泡沫”研讨会的讨论结果。表中列举了多孔金属材料的优点、研究成果及其缺点，以及待解决的问题：即多孔金属的优势、不足和机遇。

8.1 工艺

众所周知，传统压铸材料的焊接区会形成多孔铝，但这是应当尽量避免的。多孔材料的结构控制是很复杂的，与一般金属材料产品相比，多孔结构半成品和成品的工艺控制要求更高，所需成本也较高。完成均匀结构的控制和稳定生产，需要更复杂的工艺。其中一个重要的原则是：至少应该保证单位体积材料的价格不变。只有如此，特定的产品才能找到合适的应用市场，并逐步实现多孔泡沫金属产品的工业化生产。

表 8.1-1 列举了多孔金属各种生产工艺（参见第 2 章）。开孔泡沫金属的密度最低，孔的均匀性及重现性也最好，适用于高技术和高价格的应用场合。

熔体发泡是最经济的泡沫金属制作工艺，其不足之处是孔结构控制困难。发泡过程中的液态封闭孔在凝固时会遭到破坏，使材料有一定的渗透性，并对力学性能有微小的影响；而且发泡金属的表面层是有缺陷的，其保护性也不强。尽管如此，目前已有了大尺寸复杂结构的泡沫金属结构应用产品。完全封闭孔结构或闭孔中空球的烧结工艺仍处于研究探索阶段。

目前多孔金属还没有专门的质量标准，本质上是按工艺过程来区分材料的。材料产品的性能取决于制备技术，仍然是研究与开发的主题。规模化产品的开发、结构的再现性控制及工艺过程的控制，仍然有很大潜力可挖掘。表 8.1-1 列出了一些成功工业产品的应用例子。

表 8.1-1 多孔金属的进展及存在的问题

类 型	进 展	关注的主题,研究和发展的需求
开孔结构 (海绵)	<ul style="list-style-type: none"> • 相对密度: $10^{-1} \sim 10^{-2}$ • 液态渗流, 沉积和固态致密化工艺 • 已有几种商业化的产品 • 结构的均匀性和再现性 • 净型产品, 先驱体材料的机加工 • 组合元件的铸造或烧结 	<ul style="list-style-type: none"> • 工艺过程缓慢 • 没有规模化的系列产品 • 标准化的形成 • 尺寸小 • 连接技术的发展, 具体应用的开发 • 加工处理过程导致的破坏
泡沫金属	<ul style="list-style-type: none"> • 相对密度: 10^{-1} (主要为铝泡沫) • 粉末致密化发泡或熔体发泡 • 已有几种商业化的产品 • 复杂的净型产品, 尺寸范围 $5 \sim 2000\text{mm}$, 上千种可能的产品系列 • 发泡先驱体的再现性, 可发泡的熔体 • 原型技术中的可发泡核芯(夹层结构, 填充件, 插入件) • 各种连接技术, 机加工 • 80%的回收率 	<ul style="list-style-type: none"> • 除铝外的其他金属泡沫还处于实验室阶段 • 工艺参数与结构的关系还有待进一步认识, 孔结构的控制 • 渗透性的不确定性(不完全封闭性) • 表面质量不好(表面致密性) • 公差和表面控制, 模具的优化改进 • 规模化系列产品及连续化生产技术 • 有限的孔尺寸范围, 孔结构的均匀性控制, 大孔及高密度区的避免 • 连接技术的改进(连接、钎焊及焊接) • 空心长件的发泡 • 特定应用场合的连接技术 • 加工处理过程导致的破坏 • 发泡剂残余物的可容忍范围
闭孔结构	<ul style="list-style-type: none"> • 相对密度: 10^{-1} • 液态, 涂层和固态压制工艺 • 预制件的结构控制 	<ul style="list-style-type: none"> • 内含的陶瓷相 • 工业规模的工艺过程还未实现 • 半成品的成分及稳定性 • 与半成品的分离及回收
工业生产	<ul style="list-style-type: none"> • Doucel 开口泡沫 • Incofoam 沉积镍泡沫 • Alporas 泡沫铝 • Cymat 泡沫铝 • 产业化前期产品: Alulight, Alufoam, 粉末致密化发泡件, AFS 铝泡沫芯夹层板, "m-孔(m-pore)"的复制技术, Gasar 共晶凝固件, LDC, LBM 固态工艺 	<ul style="list-style-type: none"> • 其他实验室水平的制备技术和原型技术(如 COMBAL)

多孔金属产品的应用同时还取决于适当的连接技术。泡沫金属的后处理技术, 如发泡、机加工、连接及表面处理还需要进一步的开发研究, 并与具体应用结合起来。与聚合物泡沫相比, 多孔金属的优势在于可回收性和基体材料的性能, 随着时间的推移, 相信这种优势的价值将会越来越充分地体现出来。

8.2 性能

如前所述, 多孔金属的性能由其制备工艺方法所决定, 产品的密度决定了性

能的等级, 结构性能之间的关系由物理规则所控制, 也说明了泡沫金属的性能局限性。把孔引进到金属中并不能改善它的力学性能, 即使与密度相关的一些比性能(如比强度)也是如此。多孔金属的非均匀结构中包含的许多断裂裂纹源, 使其拉伸强度的提高受到了限制。材料的性能非线性地取决于材料的结构, 如板的弯曲比刚度。

微观结构的三维介观分布是材料性能的重要影响因素。材料性能的分散性是由实际产品的不规则孔结构造成的。性能的分散性在一定程度范围内是可以容忍的, 但还不清楚结构不均匀性对材料性能分散性影响的极限所在。应对微观结构、介观结构与性能的关系作进一步的研究。此外, 性能的可靠性还需要一系列的产品测试才能证实。

性能取决于孔结构及其均匀性。表 8.2-1 列举了部分多孔金属的性能数据, 但对于多数已有的多孔金属而言, 其基础性能数据仍然是残缺的。平均密度并不能完全表征多孔金属结构件的特性。多孔材料的性能不仅取决于基体金属, 更重要的是取决于材料的局部分布, 即孔结构的构成。计算机 X 射线层析照相提供了三维结构表征的可能性, 但还需进一步的发展。无损检测是了解孔结构与性能

表 8.2-1 多孔材料的性能和表征方法进展及不足之处

类 型	已获得的性能数据	不足之处
多孔结构	<ul style="list-style-type: none"> • 用经典密度计量方法测得的相对密度范围为 $10^{-1} \sim 10^{-2}$ • 中级到高级 2D 微结构表征 • 热-声无损检测方法 • X 射线或计算机 X 射线层析照相确定局部的密度分布(对于轻金属, 也可用医用 X 射线照相确定) • 重心的确定 • 表面层的渗透测试 • 开口结构的渗透性测试 	<ul style="list-style-type: none"> • 用多孔预制作及固态方法才能获得均匀的多孔结构 • 结构缺陷的评估: 过大孔及过大密度区对性能的危害作用评估 • 费时费力的 3D 孔结构分布表征 • 结构的质量评定标准 • 定量的无损检测方法
力学性能	<ul style="list-style-type: none"> • 静态及动态的力学性能 • 高比能量吸收特性 • 泡沫填充结构的冲击能量吸收性 • 刚度、峰应力、平台应力及致密化应变 • 条、板件的高比刚度 • 有关疲劳、裂纹扩展、蠕变性能的部分数据 • 脆性、韧性金属泡沫 • 与平均密度相关的性能 	<ul style="list-style-type: none"> • 性能数据对测试方法和试样几何尺寸的依赖性 • 性能数据与结构的分散性 • 性能数据的可靠性 • 对载荷的敏感性 • 拉伸性能 • 考虑多向载荷 • 弹性性能对结构的依赖性(多孔结构的刚度) • 弹性、塑性泊松比矩阵 • 测试方法标准 • 结构的寿命预测 • 多孔结构基体材料性能的确定的 • 性能与热-力过程的关系

续表

类 型	已获得的性能数据	不足之处
物理性能	<ul style="list-style-type: none"> • 内表面面积大;开口结构的传热及催化应用 • 吸声 • 低的热、电导率,但优于聚合物及陶瓷 • 电磁屏蔽 	<ul style="list-style-type: none"> • 高的再现性 • 吸声频率的确定 • 不适合于隔声应用 • 频率和强度与材料的关系还未完全了解
使用性能	<ul style="list-style-type: none"> • 比实体金属的热稳定性高,不燃 • 开口结构的空间兼容性,无辐射 • 热稳定合金没有低温脆性 • 腐蚀性能与实体金属相当 	<ul style="list-style-type: none"> • 低传导引起的大的温度梯度 • 泡沫金属的高的初始解吸率;闭孔结构中的气体 • 高的比表面积和大的毛细作用使腐蚀倾向增加(电化学腐蚀倾向增加) • 复杂的表面涂层保护

关系的重要手段。另外,泡沫基体材料的性能也不能简单地等同于同种实体材料的性能,需要结合具体的工艺过程进行考虑。对于可热处理的金属,应考虑生产过程中温度变化的影响,并因此为材料的进一步开发研究提供了机会。

表 8.2-1 列举的泡沫金属特性中,轻质是最具吸引力的。多孔材料的潜能取决于特种应用环境下的性能组合。一定的结构必须能提供结构应用所需的力学性能,如刚度指标、弹性、塑性变形和相应的变形机制等。材料承受的多向载荷,使问题更趋于复杂,并需要考虑材料性能测试条件的影响。应正确地进行选择,正确地分析多孔金属的测试条件和测试结果。

使用寿命的研究需要在(模拟)使用环境条件下进一步研究。泡沫材料的破坏机制已有了定性的说明,也进行了初步量化描述,但还需要在使用过程中进行验证。基于物理性能的多功能应用前景值得关注,应在已有性能的基础上,对多孔金属的每种功能进行定量分析。考虑到环境因素,多孔金属与多孔聚合物相比,有其明显的优势。当然,对使用环境条件必须具体问题具体分析。在航空应用方面,泡沫金属的高防火能力和空间相容性还未得到开发利用。

8.3 设计 and 应用

要利用多孔金属的性能技术优势,不应停留在替代材料的开发上,还需要具备合适的材料工程方法和设计理念。材料性能的模拟依赖于材料性质、本构关系和承载情况。表 8.3-1 对多孔金属的模拟和设计进行了总结。多孔金属材料模拟应能反映三维多孔可压缩材料的特性。理论研究有助于重要参数的确定,但理论结果的实际应用,还需要实验的验证。如前所述,即使是微观机制的分析计算,也要求具备合适的金属基体性能条件,而这些条件与加工过程的关系还很难确定。基于平均的或特征的结构,进行合理近似处理是可行的。一定承载条件下对材料结构敏感的宏观、介观和微观模拟方法,是非常有前途的。

表 8.3-1 模型及模拟分析进展和产品设计

主 题	进 展	改进和发展
模型	<ul style="list-style-type: none"> • 周期性多孔结构弹塑性性能的 3D 模拟 • 刚度、平台应力和致密化应变计算模型 • 基于多相材料结构的连续介观方法, 模拟真实泡沫的弹塑性性能 • 材料性能的微观、介观、宏观有限元模拟 • 孔单元弹塑性变形的微观机制 • 规则孔结构的冲击性能模拟 • 规则结构的缺陷敏感性研究 • 真实结构冲击性能的定性研究 	<ul style="list-style-type: none"> • 仅对规则微结构(用复制工艺、LBM 等工艺获得)有用 • 忽略了真实结构的局部不均匀性(密度分布的不均匀性) • 规则结构的模拟不能得出集中变形 • 介观模拟要求具备孔结构和实体材料的性能数据 • 对每一个体积单元的平均处理应能表征结构的微结构特征; 有限元单元的大小应能反映由已知材料构成的多孔材料特性 • 本构方程受限于理想化的条件设置 • 材料性能和本构方程的基础数据不足 • 对宏观测试的依赖性 • 微观模拟受计算机条件限制, 模拟的尺度有限
设计和模拟	<ul style="list-style-type: none"> • 基于宏观测试结果的设计 • 非均匀多孔结构的相和形状的优化设计方法 	<ul style="list-style-type: none"> • 没有建立真实非均匀结构的安全性范围 • 可容忍的缺陷范围的建立, 设计所需的可靠的材料性能数据 • 没有建立寿命预测的方法 • 没有多向载荷条件下的力学性能数据 • 没有合适的设计经验; 优化设计和现实之间的冲突 • 没有连接技术的设计规范
应用	<ul style="list-style-type: none"> • 高弯曲刚度的轻量结构件 • 轻量结构的冲击能量吸收 • 热稳定性/阻燃性的附加要求 • 吸声和机械阻尼的轻量结构 • 热交换器、催化载体、过滤器的开口结构 • 多功能性和物理性能的开发应用 • 挤压、铸造空心结构与填充件的复合及夹层板(AFS) • 各种各样的原型技术 	<ul style="list-style-type: none"> • 无使用经验; 缺乏使用条件下的测试方法 • 多孔材料与系统的集成 • 要替代的产品已经存在 • 规模及系列有限 • 多功能化(功能集成、零件减少、优势复合) • 工艺复杂, 再现性不够
市场	<ul style="list-style-type: none"> • 轻量化应用(交通、变速机械和体育) • 航空应用 • 小规格轨道交通、公共交通及车辆 • 多孔金属的选择性使用 • 回收性 • 工艺、价格的学习曲线分析后获得的市场机会 	<ul style="list-style-type: none"> • 估价高于 15€/kg 或者 5€/升(高于汽车行业的可接受价格) • 改进提升材料的性能 • 附加功能的获得 • 对回收性的强调 • 结构集成的经验 • 没有规模化系列产品, 价格估计困难, 价格主要由工艺过程确定 • 为适应新发展要求而提出的特殊应用

模型模拟和测试技术的发展和相互验证, 有利于对材料特性的认识和了解。模拟分析所需的材料数据研究, 是一个特殊的研究领域。进行有限元分析时, 应

合适地选择分析单元的类型和构成,因为无论是微观机制还是介观机制都要用到分析单元,并保证能代表性地反映多孔材料的结构特征。多孔材料的优化设计不仅针对其形状,还应包括与结构相关的材料微观组织。载荷的传递是设计过程中要考虑的重要因素,在此过程中,丰富的经验和非常规手段的采用,对多孔金属的设计是必不可少的。

同种材料内或同种材料不同样品之间性能的分散性,要在设计和模拟时进一步注意。性能对不均匀性的敏感性,是建立产品性能范围和产品评判标准的依据。对“相关产品的均匀性控制在何种均匀程度才是合理的”问题的回答和讨论,应在定量的基础上进行。对某应用情况的分析,应清楚工艺参数、材料性能、模型要求、性能模拟和使用经验之间的相关性。表 8.3-1 列出了一些值得期待的应用,但不幸的是它们当中的大部分都仅仅是对已有材料或系统的替代,并没有充分考虑到多孔金属本身的优势。但无论怎样,每一个实际应用都扩大了多孔金属的使用范围。特殊的技术产品,如开孔 Duocel 或 Incofoam 泡沫电极或噪声阻尼 Alporas 板等,是泡沫金属特殊性能的应用实例。多功能性和结构的复合,为高价值材料的工业应用提供了机会。

市场应用主要由成本与利润的关系所决定。人们对泡沫金属轻量化应用的兴趣和经验正在日益增长(见表 8.3-1)。经常有人会问:轻量化需要付出的代价是什么?答案取决于经济边界条件的变化,如能源成本和生态限制等。轻量化是全球发展的重要趋势之一。应抓住小批量产品的特殊应用机会,因为小批量生产对工程、工艺、性能和使用评估等方面的要求都不太苛刻。目前,已有了汽车工业应用的第一批系列产品,进一步的成功的市场应用也是可期待的。对整个产业链学习曲线的分析研究,将促进具有市场潜力的重要多孔泡沫金属材料产品的发展。